DOI: 10.22067/jmme.2021.70587.1016
سال سی و سه، شمارهٔ یک، ۱۴۰۰

تحلیل حساسیت متغیرهای پیرسختی بر خواص آلیاژ منیزیم AZ91 به‌روش رگرسیون*

مقاله پژوهشی

احمد یوسفی پرچین علیا[۱] محمد آزادی[۲] مهدی مختاری شیرازآباد[۳]

چکیده *در این مقاله، به بررسی تأثیر دما و زمان پیر سختی در عملیات حرارتی بر سختی و ریز ساختار آلیاژهای منیزیم AZ91 و AZ91+1%RE با استفاده از تحلیل حساسیت در نرم‌افزار مینی‌تب پرداخته شده‌است. بدین منظور ۸ فرایند پیرسختی با دما و زمان‌های مختلف برروی آلیاژهای منیزیم AZ91 و AZ91+1%RE انجام شد و سپس نتایج مربوط به سختی برینل و ریزساختارهای آن‌ها با میکروسکوپ نوری با هم مقایسه گردید. بر اساس نتایج تحلیل رگرسیون، تأثیر دمای پیر سختی بر افزایش سختی نسبت‌به زمان پیر سختی بیش‌تر بود. از طرفی، پیر سختی در دمای $^{\circ}C$ ۲۱۵ و زمان ۳ ساعت، سختی آلیاژ AZ91 را حدود ۵۷ در صد و پیر سختی در دمای $^{\circ}C$ ۲۱۵ و زمان ۵ ساعت، سختی آلیاژ AZ91+1%RE را حدود ۴۷ در صد افزایش داده است. هم‌چنین پیر سختی باعث تبدیل شدن بخش زیادی از رسوبات پیوسته به رسوبات سوزنی شکل برروی فاز زمینهٔ آلفا و هم‌چنین کاهش میزان رسوبات در اطراف فاز $Mg_{17}Al_{12}$ در ریزساختار هر دو آلیاژ مذکور شده‌است.*

واژه‌های کلیدی سختی، دمای پیرسختی، زمان پیرسختی، ریزساختار، آلیاژ منیزیم.

مقدمه

افزایش قیمت سوخت و مباحث راجع‌به انتشار گازهای گل‌خانه‌ای، شرکت‌های خودروسازی را وادار به اتخاذ تدابیری به‌منظور کاهش مصرف سوخت کرده‌است. برای این منظور راه‌های متفاوتی وجود دارد که یکی از آن‌ها، کاهش وزن خودرو، با تغییر در طراحی و یا جایگزینی اجزای سنگین فولادی یا چدنی با آلیاژ سبک‌تر است [1].

آلیاژ منیزیم، سبک‌ترین فلز با قابلیت تولید قطعات صنعتی است. چگالی منیزیم ۳۰ درصد از آلومینیوم کم‌تر و تنها ۲۰ درصد چگالی آهن است. این ویژگی منحصر به‌فرد جذابیت فراوانی برای استفاده از این فلز در تولید قطعات متحرک و صنعت حمل‌ونقل ایجاد کرده‌است. به‌علت نسبت بالای استحکام به وزن منیزیم، در بسیاری از قطعات مختلف صنایع هوایی و خودروسازی استفاده شده‌است. از ویژگی‌های دیگر آلیاژهای منیزیم می‌توان به قابلیت جذب ارتعاشات بالا توسط این فلز اشاره کرد. این ویژگی، میزان استفاده از آلیاژهای منیزیم برای مدیریت ارتعاشات به‌خصوص در صنعت خودرو را بسیار بالا برده‌است. از میان آلیاژهای منیزیم، آلیاژهای گروه AM و ZM، ۹۰ درصد آلیاژهای کاربردی منیزیم را در صنعت خودرو تشکیل می‌دهند [2,1]. منیزیم در مقایسه با آلومینیوم، سیالیت (Fluidity) بالا در ریخته‌گری، نیاز به فشار کم‌تر در ریخته‌گری تحت فشار و عدم واکنش با فولاد در بوته و قالب داشته‌است [3]. اما هم‌چنان به‌دلیل نیاز به خلأ، آلیاژهای منیزیم دارای فرایند ریخته‌گری دشوارتری هستند. به‌علاوه، خواص مکانیکی این مواد نسبت‌به آلیاژهای آلومینیوم ضعیف‌تر است؛ لذا این گونه معایب باعث شده‌است تا امروزه استفاده از انواع مکانیزم‌های استحکام‌بخشی مثل عملیات حرارتی، پاشش سرد و سخت کردن سطح آلیاژ، در حوزه‌های مختلف پژوهشی و صنعتی، به‌طور چشم‌گیری درحال افزایش باشد [2,1]. هر چند بررسی اثر اعمال انواع مکانیزم‌های استحکام‌بخشی مختلف از جمله عملیات

* تاریخ دریافت مقاله ۱۴۰۰/۳/۳ و تاریخ پذیرش آن ۱۴۰۰/۶/۸ می‌باشد.
(۱) دانش آموخته‌ای کارشناسی ارشد، پردیس علوم و فناوری‌های نوین، دانشگاه سمنان.
(۲) نویسندهٔ مسئول، دانشیار، دانشکدهٔ مهندسی مکانیک، دانشگاه سمنان.
(۳) پژوهشگر، دانشکدهٔ مهندسی مکانیک، دانشگاه بریستول، لندن، انگلستان.
Email: m_azadi@semnan.ac.ir

حرارتی بر بهبود خواص مکانیکی به‌وفور در تحقیقات دیده می‌شود اما برای مبحث خستگی، به‌ندرت مقاله‌ای یافت می-شود. در ادامه، به ارائهٔ جزئیاتی از برخی از آن‌ها پرداخته شده‌است.

تیجان (Tijun) و همکاران [2] به بررسی تأثیر عملیات حرارتی بر خواص مکانیکی و ریزساختار آلیاژ منیزیم AZ91D پرداختند. نتایج آن‌ها نشان داد که با افزایش دمای فرایند محلول‌سازی (Solution) ، اندازهٔ دانه کاهش و ضریب ابعاد افزایش یافته‌است. فرایند پیرسختی باعث تغییر ساختار دندریتی (Dendrite) به یک ساختار یکنواخت شامل تعداد کمی دانه‌های چندضلعی مجزا، دانه‌های کروی زمخت و مرز دانه‌ها شده‌است. از طرفی با افزایش زمان پیرسختی، اندازهٔ دانه‌ها و سختی افزایش یافته‌است. وانگ (Wang) و همکاران [3] به بررسی تأثیر دمای فرایند محلول‌سازی در عملیات حرارتی بر ریزساختار و مکانیزم شکست آلیاژ منیزیم ریخته-گری‌شده AZ91D پرداختند. آن‌ها اثبات کردند که فرایند محلول‌سازی، به‌طور قابل توجهی باعث بهبود چشم‌گیر استحکام و شکل‌پذیری آلیاژ شده‌است. هم‌چنین این فرایند باعث انحلال جزئی نامتعادل فاز بتا ($Mg_{17}Al_{12}$) و تجزیهٔ شبکه‌های فاز بتا شده که نتیجهٔ آن پیدایش یک ساختار ترکیبی بوده‌است. شانتهی (Shanthi) و همکاران [4] تأثیر فرایند محلول‌سازی و هم‌چنین تأثیر افزودن ۱/۵ درصد نانوذرات Al_2O_3 را بر شکل‌پذیری و استحکام آلیاژ منیزیم AZ91D، مورد ارزیابی قرار دادند. آن‌ها دریافتند که فرایند پیرسختی باعث افزایش اندازهٔ دانهٔ آلیاژهای AZ91D و AZ91D+1.5%Al_2O_3 و کاهش استحکام تسلیم این آلیاژها شده‌است. هم‌چنین فرایند محلول‌سازی باعث کاهش میزان شکل‌پذیری برای آلیاژ AZ91D و افزایش میزان شکل‌پذیری برای آلیاژ AZ91D+1.5%Al_2O_3 شده‌است. از طرفی افزایش اندازهٔ دانه‌ها تحت تأثیر عملیات حرارتی باعث کاهش جزئی سختی هر دو آلیاژ مورد مطالعه گردیده‌است.

لی (Lei) و همکاران [5] به بررسی تأثیر عملیات حرارتی پرداختند و هم‌چنین تأثیر افزودن ۱/۵ درصد نانو ذرات SiO_2 را بر خواص مکانیکی و ریزساختار آلیاژ منیزیم AZ91D، مورد ارزیابی قرار دادند. آن‌ها گزارش کردند که فرایند محلول‌سازی، باعث بهبود استحکام کششی، افزایش ازدیاد طول (Elongation) و تغییر نوع مکانیزم شکست شده‌است. افزایش دمای فرایند محلول‌سازی، نه تنها باعث باریک‌تر و یکنواخت‌تر شدن پراکندگی فاز Mg_2Si در ریزساختار شده، بلکه باعث شده تا این فاز در مرحلهٔ اول در فاز زمینهٔ آلفا حل شده، بعد شکسته شده و نهایتاً به یک فاز کروی‌شکل تبدیل شده‌است. هم‌چنین با افزایش دمای فرایند محلول‌سازی، میزان ازدیاد طول و استحکام تسلیم هم افزایش یافته‌است. مختاری و همکاران [6] تأثیر عملیات حرارتی را بر سختی و طول عمر خستگی آلیاژ منیزیم AZ91D بررسی کردند. آن‌ها گزارش کردند که در دمای کم آزمون (°C ۲۵)، فرایند محلول‌سازی باعث بهبود چشم‌گیر سختی، عمر خستگی کم‌چرخه و عمر خستگی ترمومکانیکی (Thermomicanical) شده و فرایند پیرسختی باعث تنزل این خواص شده‌است. درحالی‌که در دمای بالای آزمون (°C ۲۰۰)، هر دو فرایند محلول‌سازی و پیرسختی باعث بهبود سختی، عمر خستگی کم‌چرخه و عمر خستگی ترمومکانیکی شده‌اند. البته تأثیر فرایند پیرسختی نسبت‌به فرایند محلول-سازی بیش‌تر بوده‌است. علت این تأثیرات به میزان تغییرات شکل‌پذیری توسط انحلال و تشکیل رسوبات ایجادشده توسط فرایندهای محلول‌سازی و پیرسختی و هم‌چنین دمای محیط آزمون بر می‌گردد. ون (Wun) و همکاران [7]، تأثیر عملیات حرارتی بر خواص مکانیکی آلیاژ منیزیم AZ91D را مورد بررسی قرار دادند و دو عملیات حرارتی شامل چهار مرحلهٔ نورد گرم (Hot-Rolling) ، فرایند محلول‌سازی، متبلورسازی (Recrystallization) و پیرسختی در دما و زمان‌های متفاوت انجام دادند. آن‌ها گزارش کردند که در برخی از شرایط، فرایندهای فوق باعث بهبود قابل توجه استحکام کششی و فشاری آلیاژ شده‌است. پیرسختی در دمای °C ۲۰۰ نسبت‌به پیرسختی در دمای °C ۱۷۰، باعث افزایش بیش‌تر سختی شده‌است. هم‌چنین پیرسختی‌ها باعث حضور میزان زیادی از دوقلویی‌های تغییر شکل یافته به‌همراه صفحات لغزشی و کاهش شدید اندازهٔ دانه‌ها در ریزساختار

شده‌اند. آن‌ها افزایش سختی را به‌علت رسوب‌گذاری فاز بتا دراستای مرز دانه‌ها و برروی ماتریکس زمینه، همراه با افزایش دمای پیرسختی می‌دانند. نحوهٔ تبدیل رسوبات پیوسته به ناپیوسته یا تشکیل رسوبات ناپیوسته با افزایش دمای پیرسختی به این صورت است که رشد تناوبی رسوبات پیوستهٔ اطراف فازهای زمینهٔ آلفا و بتا در پشت یک جابه‌جایی مرز دانه (یعنی همان محل تجمع و رشد رسوبات پیوسته در داخل دانه‌های فاز زمینهٔ آلفا)، به‌جایی می‌رسد که شروع به حرکت کردن و پخش شدن می‌کند که نهایتا باعث تجزیه یا تبدیل شدن به رسوبات ناپیوسته برمی‌گردد. هم‌چنین آن‌ها بر این باورند که دمای پیرسختی دو تأثیر مهم بر سختی آلیاژ داشته‌است. اول، در هر دمای پیرسختی زمان رسیدن به پیک سختی متفاوت بوده‌است. دوم، در دماهای مختلف پیرسختی، میزان پیک سختی‌ها خیلی متفاوت نیستند، مثلاً در سه دماهای مختلف پیرسختی ۲۵۰، ۳۰۰ و ۳۵۰ درجهٔ سانتی‌گراد، میزان پیک سختی به‌ترتیب ۹۱، ۸۷ و ۸۵ ویکرز بوده‌است، که خیلی اختلاف ندارند (اختلاف، بین ۳ الی ٦ ویکرز است)، ولی بین دماهای پیرسختی، بین ۵۰ الی ۱۰۰ درجهٔ سانتی‌گراد، اختلاف وجود دارد. درواقع، زمان پیرسختی نسبت‌به دمای پیرسختی، تأثیر بیش‌تری بر سختی آلیاژ AZ91 داشته‌است. آن‌ها دماهای پیرسختی را ۱۸۰ و ۲۰۰ درجهٔ سانتی‌گراد در نظر گرفته‌اند، در نتیجه اختلاف دمایی کوچک ۲۰ درجهٔ سانتی‌گرادی در پیرسختی برای نمونه‌های AZ91، با افزایش زمان پیرسختی و در هر نقطه از آن، تأثیر خیلی زیادی بر میزان سختی آن‌ها نداشته‌است.

وو (Wu) و همکاران [8] تأثیر عملیات حرارتی بر ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ منیزیم AZ91D را بررسی و گزارش کردند که با افزایش زمان پیرسختی، استحکام کششی در دمای پیرسختی $^{\circ}C$ ۱۷۰، افزایش ولی در دمای پیرسختی $^{\circ}C$ ۲۱۵، کاهش یافته و از طرفی با افزایش زمان پیرسختی، میزان ازدیاد طول در دماهای پیرسختی مختلف، کاهش یافته‌است. به‌طور کلی پیرسختی‌های در دماهای بالاتر از $^{\circ}C$ ۱۷۰، باعث پیدایش ساختارهای رخ‌برگی و صفحات لغزشی در ریزساختار شده‌اند، که منجر به کاهش استحکام شده‌است. تان (Tan) و همکاران [۹] تأثیر فرایندهای پیرسختی و محلول‌سازی در عملیات حرارتی و فرایند اکستروژن داغ (Hot-Extrusion) بر خواص مکانیکی و ریزساختار آلیاژ منیزیم AZ91 را بررسی کردند و گزارش کردند که فرایند محلول‌سازی بیش‌ترین تأثیر را بر میزان ازدیاد طول داشته‌است. پیرسختی بیش‌ترین تأثیر را بر تنش نهایی داشته‌است. گایاد (Ghayad) و همکاران [10] تأثیر عملیات حرارتی بر خواص مکانیکی، ریزساختار و سختی آلیاژهای منیزیم AZ91 و ZM60 را بررسی کردند و دریافتند که عملیات حرارتی با فرایند محلول‌سازی و پیرسختی، باعث بهبود استحکام به خوردگی و کاهش اندازهٔ دانه‌های هر دو آلیاژ شده‌است.

کفووا (Koffuva) و همکاران [11] تأثیرات فرایندهای پیرسختی (T6) و محلول‌سازی (T4) را بر سختی آلیاژ AZ91 مقایسه کردند. آن‌ها گزارش کردند که فرایند پیرسختی (T6) خواص خستگی بهتری را نسبت‌به فرایند محلول‌سازی (T4) برای آلیاژ AZ91 نشان داده‌است. فرایند محلول‌سازی (T4) باعث بروز پدیدهٔ سختی چرخه‌ای آلیاژ شده، که این امر موجب افزایش شدت نابه‌جایی‌ها در طول تغییر شکل میکروپلاستیک (Microplastic) شده‌است. اما پیرسختی (T6) ممکن است باعث شود، تا آلیاژ تحت بارگذاری چرخه‌ای سخت‌تر و یا نرم‌تر شود، که این بستگی به نوع رسوب‌گذاری ایجادشده در طول عملیات حرارتی دارد. در صورتی، پیرسختی باعث نرم‌تر شدن آلیاژ AZ91 می‌شود، که رسوبات منسجم در ریزساختار مشاهده شود. که این نوع رسوبات به‌راحتی می‌توانند توسط نابه‌جایی‌ها بریده شوند و از این رو اندازهٔ آن‌ها کاهش بیابد که این امر باعث نرم‌تر شدن ساختار آلیاژ شده‌است. درحالی‌که اگر این رسوبات در آلیاژ AZ91 به‌صورت غی منسجم باشند، رسوبات به‌سختی توسط نابه‌جایی‌ها بریده خواهند شد، که باعث پایداری استحکام آلیاژ در آزمون خستگی شده‌است. لی (Lea) و همکاران [12] تأثیر دمای پیرسختی را بر سختی آلیاژهای AZ91، AZ91+Y، AZ91+Nd و AZ91+Sr مورد بررسی قرار دادند و اظهار داشتند که نمی‌توان با قاطعیت بیان کرد که تأثیرات دمایی پیرسختی مبنی بر بهبود سختی آلیاژهای مذکور یکسان است، چون پیرسختی در دمای ۱۷۰ درجهٔ

سانتی‌گراد و در زمان ۳۰ ساعت، اگر چه باعث افزایش چشم‌گیر سختی آلیاژهای AZ91، AZ91-Y، AZ91-Nd به-ترتیب از ٦٦ به ۷۸ ویکرز (۱۸ درصد بهبود)، از ٦٨ به ٨٤ ویکرز (۲۳ درصد بهبود) و از ٦٤ به ۸۸ ویکرز (۳۸ درصد بهبود) شده‌است، اما همین پیرسختی، سختی آلیاژ AZ91-Sr را حدود ۱۵ درصد کاهش داده‌است، به‌طوری‌که از ٦٩ به ٦٠ ویکرز رسیده‌است. در حالی‌که تأثیرات زمان پیرسختی بر سختی کاملاً مشخص است. چون با افزایش زمان پیرسختی، سختی در ابتدا تا یک زمان مشخص و خاص افزایش یافته که پیک سختی در آن اتفاق افتاده و نهایتاً بعد از این زمان، کاهش سختی اتفاق افتاده‌است. گوویندارجو (Govindaraju) و همکاران [13] گزارش کردند که افزایش دمای فرایند پیرسختی، باعث زمخت شدن دانه‌های فاز بتا شده‌است. قبل از عملیات حرارتی (یا پیرسختی)، سختی آلیاژ AZ91 حدود ٦٥ ویکرز بوده که با افزایش دمای پیرسختی، حرکت جداسازی رسوبات فاز بتا با سرعت بیش‌تری آغاز شده‌است، تا جایی‌که سختی به بیش‌ترین مقدار خود، یعنی ٨٤ ویکرز رسیده، که همان پیک سختی است. با افزایش دما به بیش از ۲۰۰ درجهٔ سانتی‌گراد (مثلاً ۲۲۵ و ۲۵۰ درجهٔ سانتی‌گراد)، کاهش شدید سختی مبنی‌بر افزایش اندازهٔ دانه‌های فاز بتا، حاصل شده‌است.

تیروموروجان (Thirumurugan) و کوماران (Kumaran) [14] اظهار داشتند که با افزایش زمان پیرسختی، طول رسوبات افزایش پیدا کرده‌است، بنابراین ساختار رسوبات در طول فرایند پیرسختی، مهم‌ترین نقش را در بهبود سختی و استحکام داشته‌است. کاهش انعطاف‌پذیری با افزایش استحکام رابطهٔ مستقیمی دارد، بدین صورت که تبدیل رسوبات پیوسته و ناپیوسته به رسوبات سوزنی‌شکل برروی فاز زمینهٔ آلفا، البته تحت تأثیر پیرسختی، عامل اصلی افزایش سختی و استحکام و کاهش انعطاف‌پذیری بوده‌است. ۳ فاکتور مهم، تأثیرات رسوبات سوزنی‌شکل جدید را برروی فاز زمینهٔ آلفا آشکار ساخته‌است. این ۳ فاکتور شامل حالت-های قرار گفتن رسوبات، ابعاد یا طول و عرض رسوبات و فاصلهٔ قرار گرفتن این رسوبات با هر ابعادی از یکدیگر بوده‌است. هم‌چنین فرایند پیرسختی باعث تبدیل بخش زیادی از رسوبات پیوسته و ناپیوسته به رسوبات سوزنی‌شکل شده‌است و بیش‌تر این رسوبات جدید سوزنی‌شکل، در آرایش‌های مایل و عمود با دانه‌های فاز زمینهٔ آلفا قرار گرفته-اند و هم‌چنین میزان خیلی کمی از آن‌ها، با حالت موازی، برروی دانه‌های فاز زمینهٔ آلفا ظاهر شده‌اند که دلیل آن، افزایش زمان پیرسختی بوده‌است. آذرافرا و همکاران [۱۵] به بررسی اثر عملیات حرارتی و کار گرم بر خواص مکانیکی و ارتعاشی آلیاژ منیزیم AZ91 پرداختند. آن‌ها گزارش کردند که ابتدا نمونه‌های یکسانی از لحاظ وزن و شکل از آلیاژ منیزیم AZ91 ساخته شدند. سپس عملیات ۱) محلول‌سازی، ۲) محلول‌سازی و سپس پیرسختی، ۳) اعمال فرایند اکسترود و سپس عملیات تنش‌زدایی، ٤) اعمال فرایند نورد و سپس عملیات تنش‌زدایی انجام گردید. نتایج نشان داد که عملیات حرارتی محلول‌سازی و سپس پیرسختی، موجب رسوب فازهای ثانویه در مرز دانه‌ها شده و با افزایش نفوذ رسوب به مرز دانه‌ها، قدرت قفل‌شوندگی در مرزها افزایش یافته‌است. در نتیجه، این فرایند سبب افزایش خواص مکانیکی، از جمله بهبود تنش نهایی از ۱۲۵ به ۲۲۳ مگاپاسکال (۷۸ درصد افزایش) و هم‌چنین بهبود سختی از ٥٦ به ٦٧ برینل (۲۰ درصد افزایش) و نهایتاً کاهش خواص ارتعاشی گردید. نمونّ نوردشده دارای به‌ترین پاسخ فرکانسی و بیش‌ترین نسبت میرایی بود. افزایش خواص مکانیکی نمونهٔ پیرسختی شده، نسبت میرایی را کاهش داد. حق سیرت و همکاران [١٦] گزارش کردند که انجام عملیات FSP باعث بهبود ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ AZ91 شده‌است. از طرفی انجام عملیات محلول‌سازی و پیرسختی نیز خواص این آلیاژ را خیلی بیش‌تر بهبود بخشید. بنابراین در ابتدا نمونه‌ها محلول-سازی شدند و بعد فرایند FSP انجام شد و در آخر تحت عملیات پیرسختی قرار گرفتند. برای رسیدن به این هدف، ابتدا نمونه‌ها در دمای ١٤٠ درجهٔ سانتی‌گراد به‌مدت ۱۱ ساعت، محلول‌سازی شدند و بعد تحت فرایند FSP با سرعت دورانی ٤٤٠ دور در دقیقه و سرعت خطی ٤٠ میلی‌متر بر دقیقه قرار گرفتند و در آخر نیز در حرارت ۱۷۰ درجهٔ سانتی‌گراد به‌مدت ١٤ ساعت، پیرسختی شدند. نتایج نشان داد که در اثر عملیات پیرسختی، حجم زیادی از دوقلویی‌های

مکانیکی در مناطق TMAZ و HAZ و نیز هر دو نوع رسوب پیوسته و غیرپیوسته در مناطق مختلف نمونه‌های تحت فرایند FSP به‌وجود آمده‌اند. از طرفی دیگر، در منطقهٔ اختلاط تا حدی حجم رسوبات ناپیوسته زیاد شد که در این منطقه، دیگر دوقلویی مشاهده نگردید. با انجام آزمایش‌های سختی و میکروسختی، بیش‌ترین سختی در منطقهٔ اختلاط نمونهٔ محلول‌سازی FSP پیرسختی‌شده، مشاهده گردید که این افزایش سختی به‌علت ریزدانه شدن در این منطقه و خرد شدن فاز بتا بوده‌است.

حسنی و همکاران [۱۷] در رابطه با تأثیر فرایند اصطکاکی اغتشاشی و عملیات حرارتی T6 بر سختی، ریزساختار و خواص سایشی آلیاژ ریخته‌گری AZ91C، این‌طور ادعا کردند که نتایج ریزسختی‌سنجی گویای افزایش میانگین سختی با فرایند روکش‌کاری و سپس افزایش بیش‌تر سختی با فرایند اصطکاکی اغتشاشی و درنهایت افزایش بیشینهٔ میانگین سختی پس از اعمال عملیات حرارتی T6 بود. پس از اعمال فرایند اصطکاکی اغتشاشی، بهبود بیش‌تری در مقاومت سایش ناحیهٔ روکش‌کاری شده حاصل شد. درنهایت، بهترین خواص سایشی با اعمال عملیات حرارتی به‌دست آمد. برای انجام عملیات حرارتی T6، نمونه‌ها به‌مدت ۱۶ ساعت در دمای ۴۱۳ درجهٔ سانتی‌گراد در کوره تحت محافظت گاز آرگون مورد عملیات آنیل انحلالی (محلول‌سازی) و سپس در دمای ۲۱۶ درجهٔ سانتی‌گراد و به‌مدت ٤ ساعت تحت عملیات پیرسختی قرار گرفتند. در ریزساختار این آلیاژ، رسوبات فاز بتا به‌طور چشم‌گیری حل شده‌اند و در پی رخداد تبلور مجدد در حین عملیات حرارتی T6، اندازهٔ دانه‌های آن به‌شدت کاهش یافته‌است، که به‌طور میانگین ۵۰ میکرومتر تخمین زده شد. رسوب و توزیع یک‌نواخت انواع فازهای ثانویهٔ سخت‌تر بتا ($Mg_{17}Al_{12}$) در سرتاسر ماده توسط مرحلهٔ پیرسختی در عملیات حرارتی T6 می‌تواند دلیل اصلی افزایش قابل توجه سختی در فلز پایه باشد، به‌طوری‌که سختی از ۶۳ به ۹۱ ویکرز برسد. خیشه و همکاران [۱۸] تأثیر عملیات حرارتی بر ریزساختار، خواص مکانیکی، رفتار شکست در آلیاژ آلومینیوم- سیلیسیوم- مس سرسیلندر را بررسی کردند. تغییرات ریزساختار و خواص مکانیکی (سختی و استحکام کششی) آلیاژ آلومینیوم- سیلیسیوم- مس (آلیاژ A380 استفاده‌شده در سرسیلندر موتور خودرو) در اثر عملیات حرارتی T4 و T6 ارزیابی و مقایسه شد. به این منظور، آنیل انحلالی (محلول‌سازی T4) در دمای ٤٩۰ درجهٔ سانتی‌گراد به‌مدت ۵ ساعت انجام شد. عملیات حرارتی پیرسختی T6، در دماهای ۱۸۰، ۲۰۰، ۲۲۰ و ۲٤۰ درجهٔ سانتی‌گراد به‌مدت ۱، ۳، ۵ و ۷ ساعت انجام شد. درنهایت باتوجه به سختی نمونه‌ها، عمل پیرسختی بهینه در دمای ۲۰۰ درجهٔ سانتی‌گراد به‌مدت ۳ ساعت به‌دست آمد. عملیات حرارتی T6 باعث افزایش استحکام کششی از ۲٤۵ به ۲۵۵ مگاپاسکال و سختی از ۸۸ به ۹۵ ویکرز شد. با انجام فرایند T6 در دما و زمان مشخص‌شده، سختی و استحکام کششی آلیاژ آلومینیوم- سیلیسیوم- مس به‌مقدار ۵٫۱۰ درصد نسبت‌به فرایند T4، بهبود یافت. برای تعیین اثر متغیرهای مختلف بر سختی و هم‌چنین بهینه‌سازی آن، از طراحی آزمایش‌ها استفاده شد. تحلیل حساسیت متغیرها نیز نشان‌دهندهٔ تأثیر محسوس دمای پیرسختی نسبت‌به سایر متغیرها (زمان انحلال (محلول‌سازی) و اثر متقابل دما و زمان) است. شریفی و همکاران [۱۹] به تحلیل حساسیت متغیرهای عملیات حرارتی بر خواص آلیاژ آلومینیم سرسیلندر به‌روش رگرسیون پرداختند. توابع هدف، سختی، اندازهٔ فازها و میزان کروی بودن و متغیرها در آزمایش‌های تجربی شامل دما و زمان محلول‌سازی و پیرسختی انتخاب شدند. نتایج نشان داد که بیشینهٔ سختی (۱٦٤ ویکرز) زمانی به‌دست می‌آید که نمونه در ۳۰۰ دقیقه و در دمای ۵۱۰ درجهٔ سانتی‌گراد قرار گیرد و سپس در دمای ۱۷۵ درجهٔ سانتی‌گراد به‌مدت ۳٦۰ دقیقه پیرسخت شود. هم‌چنین، عملیات حرارتی بهینه برای دست‌یابی به کم‌ترین اندازهٔ مساحت فازها و کروی‌تر بودن فازها مشخص شد. نتایج تحلیل رگرسیون نشان داد که زمان پیرسختی مؤثرتر از دما در تغییرات سختی است و دمای انحلال نسبت‌به دمای پیرسختی، فاکتور مهم‌تری محسوب می‌شود.

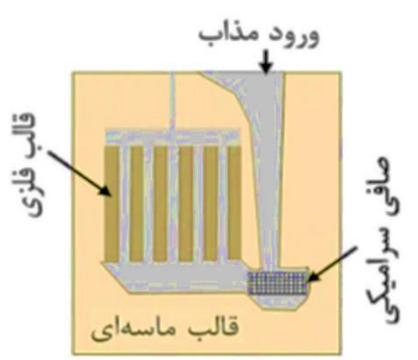
باتوجه به مراجع مطالعه‌شده، می‌توان دریافت که پژوهشگران مختلف، روش‌های مختلفی را برای بهبود خواص مکانیکی آلیاژهای مختلف منیزیم، مورد بررسی قرار داده‌اند. بررسی اثر عملیات حرارتی به‌صورت کمی (و نه فقط کیفی) به‌روش رگرسیون، بر سختی آلیاژ خاص منیزیم مورد مطالعه، به ندرت یافت می‌شود که این امر، از نوآوری‌های پژوهش حاضر محسوب می‌شود. لذا در این مقاله، به بررسی تأثیر دما و زمان پیرسختی در عملیات حرارتی بر سختی و ریزساختار آلیاژهای منیزیم AZ91 و AZ91+1%RE، پرداخته شده‌است. برای این منظور، ۸ فرایند پیرسختی با دما و زمان‌های مختلف برروی مواد مورد مطالعه، انجام پذیرفته‌است. سپس، ریزساختارها با هم مقایسه شدند و نتایج آزمون سختی به‌روش برینل بااستفاده از تحلیل حساسیت (به‌روش رگرسیون) در نرم‌افزار مینی‌تب ارائه شده‌است و تأثیر متغیرهای ورودی مشخص شدند.

روش تحقیق

در این تحقیق، برای ساخت نمونه های منیزیم AZ91 عناصری هم‌چون آلومینیوم، منیزیم و روی خالص تجاری با خلوص بیش‌تر از ۹۹/۹ درصد استفاده گردید. عنصر منگنز به‌صورت ترکیبی (Al-8%Mn) مدنظر قرار گرفته‌است. نمونه‌ها در بوتهٔ ساخته‌شده از فولاد سادهٔ کربنی (ساختمانی) و در کورهٔ مقاومتی با اتمسفر کنترل‌شده (CO_2+HFC-134a) ذوب گردید [۲۰].

مذاب در دمای ۷۲۰ °C در قالب ماسه- فلزی پیش‌گرم شده تا دمای ۱۵۰ °C، ریخته شد. طرح‌وارهٔ این قالب در شکل (۱) نشان داده شده‌است. قالب ریخته‌گری مورد استفاده از دو بخش فلزی و ماسه‌ای و هم‌چنین شامل یک فیلتر سرامیکی بود. برای ساخت قالب ماسه‌ای از مخلوط ماسهٔ سیلیسی و چسب سیلیکات سدیم (به‌عنوان استحکام‌دهنده) استفاده شد و این مخلوط، پس از قالب‌گیری با مدل صفحه‌ای، توسط اعمال گاز دی‌اکسیدکربن، مقاوم شد. درضمن جنس قالب فلزی، فولادی بود [۲۰]. شایان ذکر است که ریخته‌گری در این پژوهش انجام نشده‌است و فقط از مواد ریخته‌گری‌شده، استفاده گردیده‌است؛ لذا توضیحات بیش‌تر برای جزئیات فرایند ریخته‌گری در مرجع [۲۰] آمده‌است.

ترکیب شیمیایی نمونه‌های تولید شده توسط دستگاه پلاسمای جفت‌شدهٔ القایی (Plasma Coupled Inductively) (نام دستگاه ICP-OES، مدل ES-700، ساخت شرکت Varian-BV استرالیا) تعیین گردید که عبارت از ۸ تا ۹ درصد آلومینیوم، ۰/۸ تا ۰/۹ درصد روی، ۰/۱ تا ۰/۲ درصد منگنز و باقی‌مانده عنصر منیزیم می‌باشد [۲۰]. در ضمن از میش‌متال پایهٔ سریم، شامل ۰/٦٤ درصد سریم و ۰/۳۳ درصد لانتانیوم، به‌منظور تولید ریزساختار آلیاژ منیزیم AZ91+1%RE، استفاده شده‌است [۲۰].



شکل ۱. طرح‌وارهٔ قالب برای ریخته‌گری آلیاژ منیزیم AZ91 [۲۰]

آزمون سختی برینل در قبل و بعد از عملیات حرارتی برروی نمونه‌های تولیدشده براساس استاندارد ASTM-E10 انجام شدند. آزمون سختی به‌روش برینل (Brinell) (با دستگاه سختی‌سنج یونیورسال کوپا)، با گلولهٔ الماسی با بار ۱۵۰ کیلوگرم و در دمای محیط تا ٤ بار تکرار انجام گردید و میانگین مقادیر سختی برحسب برینل و میزان درصد بهبود سختی گزارش شده‌است. بعد از فرایند متالوگرافی نمونه‌ها، ریزساختارهای ماده توسط میکروسکوپ نوری (Optical Microscopy) بررسی شدند. این فرایند شامل مانت سرد، سمباده‌زنی، پولیش‌زنی و اچ کردن با محلول

حکاکی گلیکول استیک بود [۲۰].

تمامی مراحل عملیات حرارتی در کورهٔ تیوبی (Tube) تحت کنترل گاز CO_2 انجام شـــده‌اســـت. کورهٔ عملیات حرارتی فوق از نوع تیوبی یا لو له‌ای، مدل ATE1100L، ساخت شرکت Excion آلمان می‌باشد. ماکزیمم دمای کاری این کوره ۱۲۰۰ درجهٔ سانتی‌گراد و ابعاد منطقهٔ کاری (لوله) شامل قطر ۱۰ سانتی‌متر و عمق ۹۰ سانتی‌متر است [۲۰].

در کنار تحلیل کیفی، برای تحلیل کمی از روش رگرسیون (Regression) استفاده شده‌است که یک فرایند آماری برای تخمین روابط بین متغیرها می‌باشد. تحلیل رگرسیون کمک می‌کند به فهم به‌تر این‌که چگونه مقدار متغیر وابسته با تغییر هر کدام از متغیرهای مستقل و با ثابت بودن دیگر متغیرهای مستقل تغییر می‌کند. در تحلیل‌های کمی، مقدار انحراف معیار گزارش شده‌است که نشان می‌دهد به‌طور میانگین، داده‌ها چه میزان از مقدار متوسط فاصله دارند. انحراف معیار برابر ریشهٔ دوم واریانس (Variance) است. انحراف معیار برای تعیین ضریب اطمینان در تحلیل‌های آماری به‌کار می‌رود [21]. اگر انحراف معیار مجموعه‌ای از داده‌ها، نزدیک به صفر باشد، نشانهٔ آن است که داده‌ها نزدیک به میانگین هستند و پراکندگی اندکی دارند، درحالی‌که انحراف معیار بزرگ، بیانگر پراکندگی قابل توجه داده‌ها می‌باشد. مزیت آن نسبت‌به واریانس، این است که هم‌بعد با داده‌ها است [21].

نتایج و بحث

نتایج آزمون سختی‌سنجی در جدول (۱) ارائه داده شده‌است. طبق جدول (۱) تأثیر پیرسختی‌ها بر سختی نمونه‌ها کاملاً متفاوت بوده‌است، به‌طوری‌که سختی‌ها بعد از عملیات حرارتی بین محدودهٔ ۹ تا ۵۷ درصد برای هر دو ماده، افزایش پیدا کرده‌است. این درصدهای افزایش سختی برینل در آلیاژ منیزیم AZ91 به‌صورت کلی بیش‌تر از آلیاژ منیزیم AZ91+1%RE بود. این در حالی است که به‌طور کلی مشاهده می‌شود که مقادیر میانگین سختی برینل برای آلیاژ منیزیم AZ91+1%RE با عملیات حرارتی از مقادیر میانگین سختی برینل در آلیاژ منیزیم AZ91 با عملیات حرارتی بیش‌تر است. به عبارت دیگر، وجود عناصر نادر خاکی (سریم و لانتانیوم) در ریزساختار آلیاژ منیزیم، باعث افزایش مقدار سختی برینل شده‌است. البته عملیات حرارتی با فرایند محلول‌سازی در دمای $^{\circ}C$ ٤١٥ و زمان ۵ ساعت و پیرسختی در دمای $^{\circ}C$ ۱۸۵ و زمان ۱ ساعت، باعث کاهش سختی برینل به‌میزان ١٦ و ۱۰ درصد، به‌ترتیب در آلیاژهای منیزیم AZ91 و AZ91+1%RE، شده‌است.

اصلی‌ترین دلایل بهبود چشم‌گیر سختی برای آلیاژهای منیزیم AZ91 و AZE91+1%RE که در تحقیقات پیشـــین [۲، ۱۰، ۲۲ ، ۲۳] به آن اشاره شده‌است و در ادامهٔ مقاله نیز، بحث و بررسی می‌شود، می‌تواند شامل موارد زیر باشد:

۱. کاهش شدید اندازهٔ دانه‌ها در هر دو آلیاژ.
۲. باقی ماندن رسـوبات پیوسـته و ناپیوسـته در اطراف مرز دانه‌های آلیاژهای منیزیم.
۳. وجود رسوبات فاز $Al_{11}RE_3$ در آلیاژ منیزیم.
٤. تبدیل بخش اعظمی از رسـوبات پیوسـته و ناپیوسـته به رسوبات تیغه‌ای‌شکل برروی دانه‌های فاز زمینهٔ آلفا و فاز بتا، که مثل یک لایهٔ جدید مقاوم برروی فاز زمینهٔ آلفا عمل می‌کند.
۵. افزایش میزان فاز یوتکتیک آلفای ثانویه (فاز آلفا غنی از آلومینیوم) در مجاورت یا همسایگی فاز بتا.
٦. همگن شـدن بازوهای کوچک جداشـدهٔ دندریتی به‌علت حضور فاز بتای ناپیوسته برروی مرز دانه‌ها.
۷. حضـور رسـوبات پیوسـته برروی دانه‌ها و رسـوبات ناپیوسته در اطراف مرز دانه‌ها.

دلایل کاهش ســختی نیز در هر دو آلیاژ منیزیم تحت تأثیر پیر سختی با شرایط دمایی $^{\circ}C$ ۱۸۵ و زمان ۱ ساعت، شامل موارد زیر خواهد بود [12,24]:

۱. کاهش بیش از حد رسـوبات اولیهٔ موجود در اطراف دانه‌ها یا مرز دانه‌ها.
۲. کاهش میزان مرز دانه‌ها که ناشـی از افزایش اندازهٔ دانه‌ها بوده‌است.

۳. نرسیدن به مرحلهٔ رسوب‌گذاری مجدد.
٤. کوچک‌تر شـــدن بیش از حد اندازه یا ابعاد رســـوبات بر روی فاز زمینهٔ آلفا.
٥. مناســـب نبودن متغیرهای دما و زمان انتخاب‌شـــده برای فرایند پیرسختی.

در ادامه، به‌منظور ارائهٔ گزارش تحلیل کمی، در جدول (۲)، دقت تحلیل رگرسیون مشخص شده‌است که نشان‌دهندهٔ مقادیر قابل قبولی از ضریب تعیین (Coefficient of Determination) و بیش‌تر از ۹۵ درصد است.

جدول ۱ نتایج سختی (برینل) آلیاژهای منیزیم AZ91 و AZ91+1%RE پس از عملیات حرارتی

نمونه‌ها	فرایند پیرسختی: دما (°C)	فرایند پیرسختی: زمان (ساعت)	میانگین سختی بعد از عملیات حرارتی (برینل)	درصد بهبود سختی	شرایط فرایند محلول‌سازی	میانگین سختی قبل از عملیات حرارتی (برینل)
AZ91	۲۱۵	۷	۷٦/۷۲	۳۰/۰۰	٤۱۵ °C–٥ hr	٥۹
AZ91	۲۱۵	۳	۹۲/۷۷	٥۷/۲٤		
AZ91	۲۱۵	٥	۸٦/۸۲	٤۷/۱٦		
AZ91	۱۷۰	۱	۷۳/۹۰	۲٥/۲۹		
AZ91	۲۱۵	۱	۷۹/٥۰	۳٤/۷٥		
AZ91	۱۸٥	۱	٤۹/٥۰	۱٦/۰۰ (کاهش)		
AZ91	۲۰۰	۱	٦۹/۸۰	۱۸/۳۰		
AZ91	۲۳۰	۱	٦٦/۰۰	۱۱/۸۰		
AZE911	۲۱۵	۱	۹۰/۷۲	۳٥/٤۰	٤۱٥ °C–٥ hr	٦۷
AZE911	۲۱۵	۳	۹٦/۹٥	٤٤/۷۰		
AZE911	۲۱۵	٥	۹۸/٥٥	٤۷/۰۰		
AZE911	۲۱۵	۷	۸٤/۹۷	۲٦/۸۲		
AZE911	۱۷۰	۱	۸۰/٤۷	۲۰/۰۰		
AZE911	۱۸٥	۱	٦۰/۳۷	۹/۸۰ (کاهش)		
AZE911	۲۰۰	۱	۷٥/۳۳	۱۲/٤۲		
AZE911	۲۳۰	۱	۷۲/۰۰	۸/٥۰		

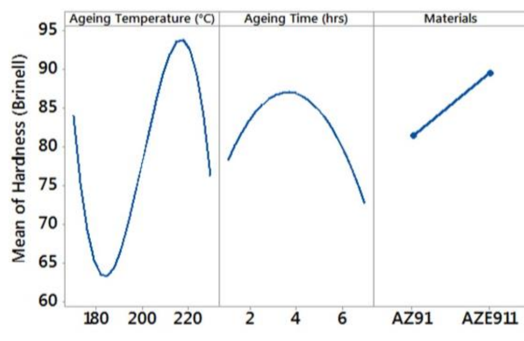
جدول ۲ مربعات خطا، ضریب تعیین و F-Value در تحلیل رگرسیون

S	R-sq	R-sq (adj)	R-sq (pred)
2.52975	96.66%	96.31%	95.83%
F-Value	دمای پیرسختی	زمان پیرسختی	عناصر نادر خاکی
	٥۹۸	۱۱۲	۱٦٥

مطابق با جدول (۲) اثر دمای پیرسختی بیش‌تر از زمان آن بر سختی آلیاژهای منیزیم می‌باشد چراکه F-Value در تحلیل رگرسیون، برای متغیر دمای پیرسختی، بیش‌تر است. هر چه این مقدار بیش‌تر باشد، تأثیر متغیر فوق بر تابع هدف (سختی)، بیش‌تر خواهد بود [21]. نکتهٔ حائز اهمیت دیگر این است که اثر عناصر نادر خاکی نیز، بیش‌تر از اثر زمان پیرسختی بر سختی ماده است.

مطابق شکل (۲) تأثیر سه متغیر دمای پیرسختی، زمان پیرسختی و افزودن عنصر نادر خاکی (سریم و لانتانیوم) بر سختی آلیاژ منیزیم AZ91D در نمودار تأثیرات استاندارد بررسی شده‌است. بنابراین به‌ترتیب دمای پیرسختی، افزودن عنصر نادر خاکی و زمان پیرسختی، بیش‌ترین تأثیر بر افزایش سختی آلیاژ منیزیم AZ91 داشته‌اند. البته قابل ذکر است که مطابق شکل (۲)، تأثیر دمای پیرسختی بر سختی نسبت‌به زمان پیرسختی بیش‌تر بوده‌است. افزودن عنصر نادر خاکی بر آلیاژ منیزیم AZ91 در دمای محیط نیز، تأثیرات قابل توجهی بر خواص مکانیکی دارد. این تأثیرات شامل کاهش استحکام تسلیم و افزایش استحکام کششی هر کدام تا ٤ درصد، افزایش سختی تا ۳ درصد و افزایش درصد ازدیاد شکست تا ۳۸ درصد می‌شود [۲۰]. بنابراین به‌طور مشخص افزودن عنصر نادر خاکی باعث بهبود جزئی سختی شده‌است. از طرفی آلیاژ پیرسخت‌شونده به‌شدت تابع دما و زمان پیرسختی است.

تشکیل رسوبات ناپیوسته موجب ایجاد و رشد ترک در مرز دانه‌ها و تضعیف آن‌ها می‌شود که دلیل اصلی کاهش استحکام تسلیم در زمان‌های اولیهٔ فرایند پیرسختی است [۲۵]. فرایند تشکیل رسوبات شامل سه مرحلهٔ زمانی می‌باشد. مرحلهٔ اول شامل زمان‌های اولیهٔ فرایند است که سختی تغییر نمی‌کند. سپس در مرحلهٔ دوم، افزایش سختی آغاز می‌شود و تا آن‌جایی ادامه می‌یابد که مرحلهٔ سوم آغاز و پیک (Peak) سختی یا فراپیری (Over-ageing) ایجاد می‌شود که بعد از این مرحله با افزایش زمان پیرسختی، کاهش سختی مشاهده می‌شود. همچنین با افزایش زمان پیرسختی، طول رسوبات افزایش می‌یابد و باعث آرایش نامناسب رسوبات می‌شود، که دلیل اصلی افزایش سختی و استحکام بوده‌است [۲۵].



شکل ۲ نمودار تأثیر دمای پیرسختی، زمان پیرسختی و افزودن عنصر نادر خاکی بر سختی آلیاژ منیزیم AZ91

در خصوص اثر دمای پیرسختی نیز می‌توان گفت که افزایش دمای پیرسختی، باعث تجمع رسوبات در مرز دانه‌ها می‌شود که به‌طور مستقیم در استحکام مؤثر بوده‌است [۲۵]. این مطلب در تصاویر ریزساختار در ادامه، بررسی شده‌است.

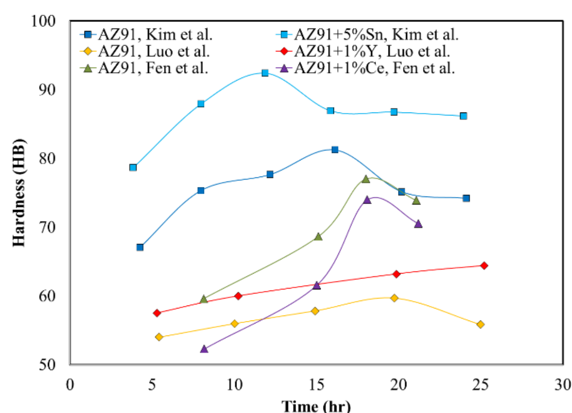
همچنین تجمع رسوبات در مرز دانه‌ها، موجب کاهش میزان رسوبات در فاز زمینهٔ آلفا شده‌است [۲۵]. با افزایش دمای پیرسختی، طول رسوبات افزایش یافته ولی فاصلهٔ بین آن‌ها به‌علت رشد رسوبات کاهش یافته که این امر موجب افزایش سختی و استحکام شده‌است.

در شکل (۳) اثر زمان پیرسختی بر سختی آلیاژهای مختلف منیزیم براساس نتایج تحقیقات پیشین [۲۴-۲۲]، مشاهده می‌شود. لو (Lou) و همکاران [۲۲] گزارش کردند که با افزایش زمان پیرسختی در دماهای مختلف فرایند پیرسختی، سختی آلیاژ AZ91D در ابتدا تا یک زمان خاص (۲۰ ساعت) افزایش یافته ولی بعد از آن کاهش سختی مشاهده شده‌است. آلیاژ AZ91D در زمان ۲۰ ساعت، بیش‌ترین سختی (۵۷ برینل) را داشته‌است، درحالی‌که با افزودن ۱ درصد ایتریم (Itrium) (عنصر نادر خاکی) بر آلیاژ AZ91D، سختی آلیاژ AZY (AZ91D+1%Y) در همان زمان (۲۰ ساعت)، حدود ۳ درصد افزایش یافته و به ٦۳ برینل رسیده‌است، اما با افزایش زمان پیرسختی از ۲۰ ساعت به بعد، سختی آلیاژ AZY، نیز به‌طور مشابه کاهش می‌یابد.

هم‌چنین فنگ (Feng) و همکاران [24] گزارش کردند که در زمان پیرسختی ۱۸ ساعت آلیاژهای AZ91D و AZ91D+1%Ce بیش‌ترین سختی خود را داشته‌اند که به‌ترتیب برابر ۷۰ و ۷۵ برینل بوده‌است، درحالی‌که بعد از زمان ۱۸ ساعت، سختی آن‌ها کاهش یافته‌است. هم‌چنین آن‌ها ادعا کردند که افزودن سریم (Cerium) بیش‌تر از ۱ درصد (مثلاً ۱/۵ درصد)، باعث شده‌است تا سختی آلیاژ AZ91D حتی بعد از زمان ۱۸ ساعت، کاهش نیابد و حالت صعودی خود مبنی‌بر افزایش سختی را حفظ کند. در مقایسه با کار حاضر، آلیاژ منیزیم با افزودن عناصر خاکی سریم و لانتانیوم، سختی بیش‌تری نسبت‌به مادهٔ پایه دارد و زمان پیرسختی نیز، به‌شدت نسبت‌به مرجع [١٦] (از ۱۸ ساعت به ۵ ساعت)، البته در دمای ۲۱۵ °C (نسبت‌به دمای ۱۷۵ °C در مرجع [٢٤]) کاهش یافته‌است.

کیم (Kim) و همکاران [١٥] مشابه این گزارش‌ها در تحقیقات را، البته این بار تحت تأثیر افزودن ۵ درصد قلع به آلیاژ AZ91D (AZ91D+5%Sn)، اشاره کرده‌اند [22-24]. باتوجه به شکل (۲) و نتایج تحلیل حساسیت در این تحقیق، می‌توان دریافت که با افزایش دمای پیرسختی، سختی نمونه‌ها در ابتدا کاهش، سپس افزایش یافته و درنهایت دوباره کاهش یافته‌است، درحالی‌که با افزایش زمان پیرسختی، سختی نمونه‌ها در ابتدا افزایش و درنهایت کاهش یافته، که مشابه نتایج گزارش‌شده در مراجع [22-24] بوده‌است.

مطابق گزارش‌ها و نتایج تحقیقات قبلی می‌توان گفت، اثر دما و زمان فرایند پیرسختی نسبت‌به دما و زمان فرایند محلول‌سازی، بر سختی و سایر خواص مکانیکی به‌طور کلی بیش‌تر بوده‌است. افزایش سختی همراه با افزایش دما یا زمان پیرسختی تا زمان و یا دمای معین یا خاص اتفاق افتاده ولی بعد از آن زمان و یا دمای معین، کاهش سختی مشاهده شده‌است. افزایش هم‌زمان دما و زمان پیرسختی، باعث پیوستگی و پراکندگی یک‌نواخت فاز $Mg_{17}Al_{12}$ و رسوبات آن شده و با کاهش هم‌زمان دما و زمان پیرسختی، باعث ناپیوستگی و پراکندگی غیر یک‌نواخت فاز $Mg_{17}Al_{12}$ شده‌است [22-24].

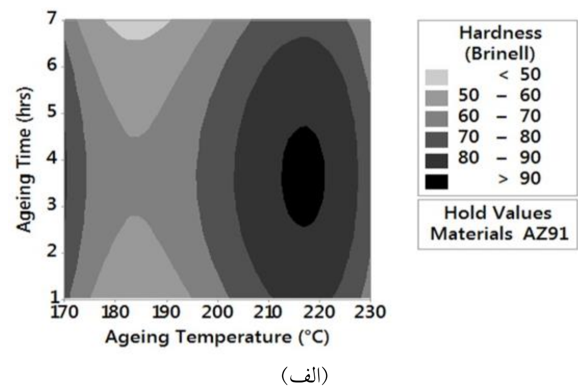


شکل ۳ نمودار تأثیر زمان پیرسختی برسختی آلیاژهای منیزیم [22-24]

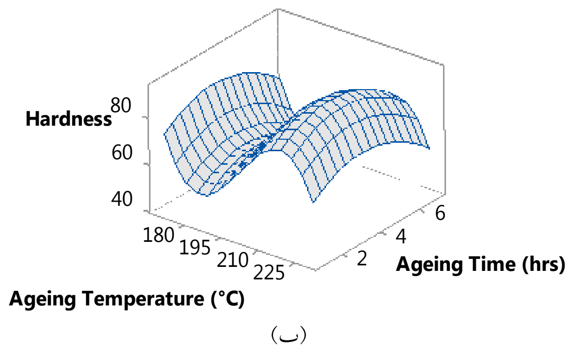
میزان بیش‌ترین سختی پس از عملیات حرارتی مطابق جدول (۱)، برای آلیاژ منیزیم AZ91، در شرایط پیرسختی با دمای ۲۱۵ °C و زمان ۳ ساعت، بوده‌است. هم‌چنین بااستفاده از نتایج تحلیل حساسیت در نرم‌افزار مینی‌تب (Minitab) ، بیش‌ترین میزان کانتور (Contoure) سختی پیش‌بینی‌شده برای این آلیاژ، در دماهای ۲۱۵ الی ۲۲۰ °C و در زمان‌های ۳ الی ۵ ساعت بوده که در نمودار دما– زمان کانتور و رویهٔ سختی شکل (٤) مشخص شده‌است.

هم‌چنین به‌طور مشابه میزان بیش‌ترین سختی پس از عملیات حرارتی مطابق جدول (۱)، برای آلیاژ منیزیم AZ91+1%RE در شرایط پیرسختی با دمای ۲۱۵ °C و زمان ۵ ساعت بوده و مقادیر بیش‌ترین کانتور سختی پیش‌بینی‌شده برای این آلیاژ، در دماهای ۲۱۰ الی ۲۲۵ °C و در زمان‌های ۱ الی ٦ ساعت بوده که در نمودار دما– زمان نمودار کانتور و رویهٔ سختی شکل (۵) مشخص شده‌است.

بهینه‌سازی (Optimazation) سختی به برگزیدن بهترین مقدار سختی برینل، اشاره می‌کند؛ لذا با گزینش هدفمند از مجموعهٔ سختی‌های قابل دست‌یابی و محاسبهٔ مقدار یک تابع حقیقی مقدار بیشینه و کمینهٔ آن توسط نرم‌افزار مینی‌تب به‌دست آمد. هم‌چنین هدف از یافتن سختی بهینه، دست‌یابی به مفیدترین و مؤثرترین مقدار سختی، براساس دما و زمان پیرسختی بوده‌است.

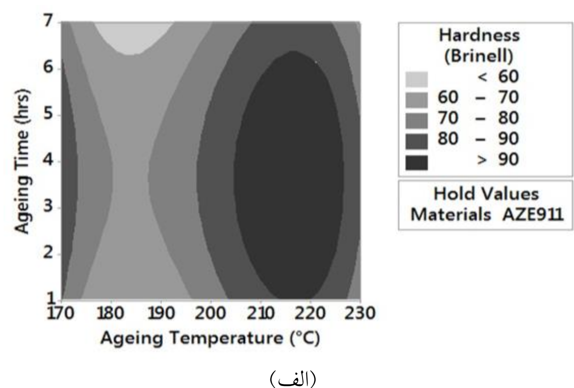


(الف)

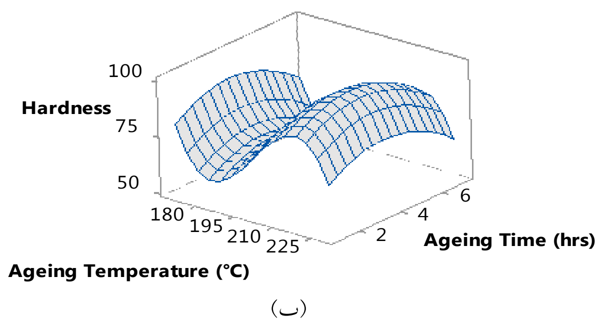


(ب)

شکل ٤ نمودار تأثیر دمای پیرسختی و زمان پیرسختی بر سختی آلیاژ منیزیم AZ91 شامل: (الف) کانتور و (ب) رویهٔ نتایج



(الف)



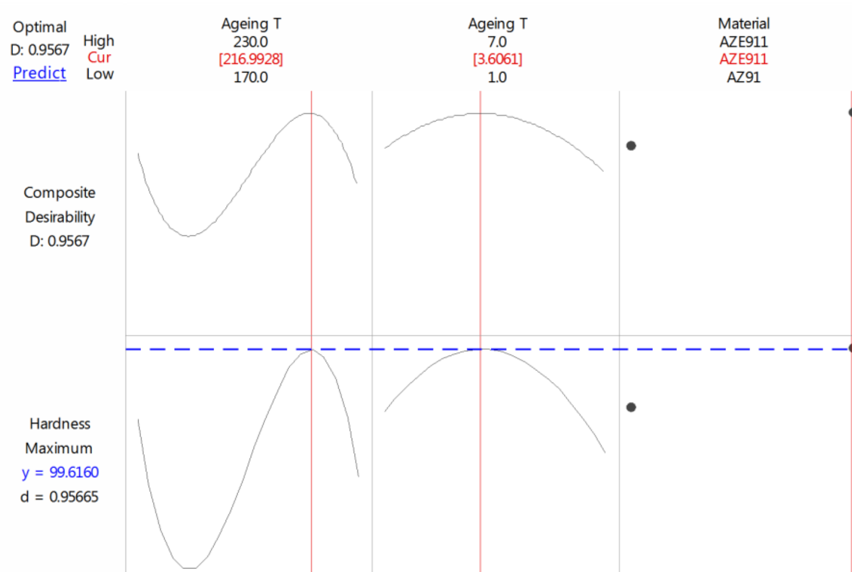
(ب)

شکل ٥ نمودار تأثیر دمای پیرسختی و زمان پیرسختی بر سختی آلیاژ منیزیم AZ91+1%RE شامل: (الف) کانتور و (ب) رویهٔ نتایج

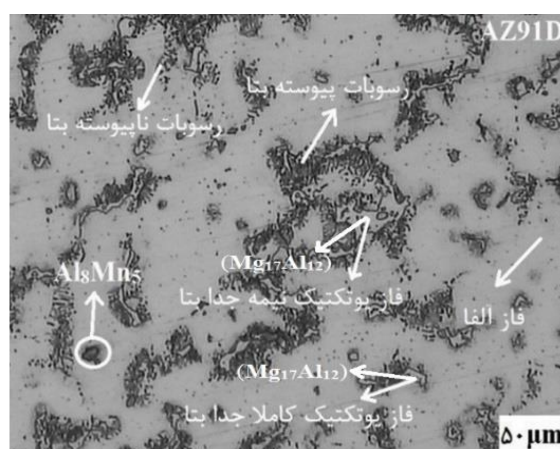
با استفاده از نرم‌افزار مینی‌تب، سه پیرسختی بهینه با دما و زمان‌های مختلف در سه سطح بالا، متوسط و پایین برای آلیاژهای منیزیم AZ91 و AZ91+1%RE محاسبه شداه ست. مطابق شکل (٦) پیر سختی بهینه در سطح بالا برای هر دو آلیاژ، در دمای ۲۳۰ °C و زمان ۷ ساعت، پیرسختی بهینه در سطح پایین برای هر دو آلیاژ، در دمای ۱۷۰ °C و در زمان ۱ ساعت و پیرسختی بهینه در سطح متوسط برای هر دو آلیاژ، در دمای ۲۱۷ °C و زمان ۳/٦ ساعت بوده که در این شرایط، سختی تقریباً برابر ۱۰۰ برینل بوده‌است.

شکل‌های (۷) و (۸) تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار آلیاژهای منیزیم قبل از عملیات حرارتی است و شکل‌های (۹) و (۱۰) شامل تصاویر مشابه اما بعد از عملیات حرارتی هستند. زیهانگ (Zhong) و همکاران [26] تأثیر عملیات حرارتی بر ریزساختار و خواص خستگی پرچرخهٔ آلیاژ AZ91D را در دو حالت بارگذاری کنترل- تنش و کنترل- کرنش بررسی کردند. فرایند محلول‌سازی در دمای ٤۲۰ °C و زمان ۱۰ ساعت و فرایند پیرسختی در دمای °C ۱۸۰ و زمان ۲۰ ساعت انجام شده‌است. مطابق گزارش‌های آن‌ها، اندازهٔ دانه‌های AZ91D بعد از عملیات حرارتی، به µm ۱۳۵ رسیده‌است. پیرسختی، علاوه‌بر استحکام فاز زمینهٔ آلفا و مرز دانه‌ها، باعث مستحکم‌تر شدن رسوبات فاز بتا، که مهم‌ترین متغیر تأثیرگذار بر رفتار سختی آلیاژ AZ91D هستند، شده‌است.

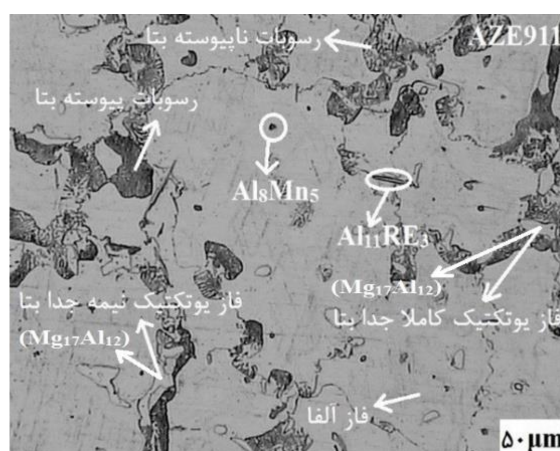
یوآن (Yuan) و همکاران [27] به بررسی تأثیر فرایند محلول‌سازی (T4) و پیرسختی (T6) بر اندازهٔ دانهٔ آلیاژ AZ91 پرداختند و گزارش کردند که تأثیر فرایند پیرسختی نسبت‌به فرایند محلول‌سازی بر کاهش اندازهٔ دانه‌ها و افزایش تعداد دانه‌ها و درنتیجه افزایش سختی بیش‌تر بوده‌است. براساس گزارش فن (Fan) و همکارانش [28] فعل و انفعال نابه‌جایی‌ها همراه با کاهش میزان مرز دانه‌ها، منجر به کاهش احتمال شکل‌گیری ریزترک‌ها شده‌است. رشد صفحات لغزشی می‌تواند توسط مرز دانه‌ها به تعویق بیفتد. از طرفی مکانیزم آغازش ترک (به‌عنوان مثال صفحات لغزشی) که عمر خستگی به آن وابسته است، به مشخصه‌های دانه، مثل مرز دانه، اندازهٔ دانه و تعداد دانه بستگی دارد.



شکل ۶ نمودار پاسخ بهینه‌شده برای سختی در آلیاژهای منیزیم



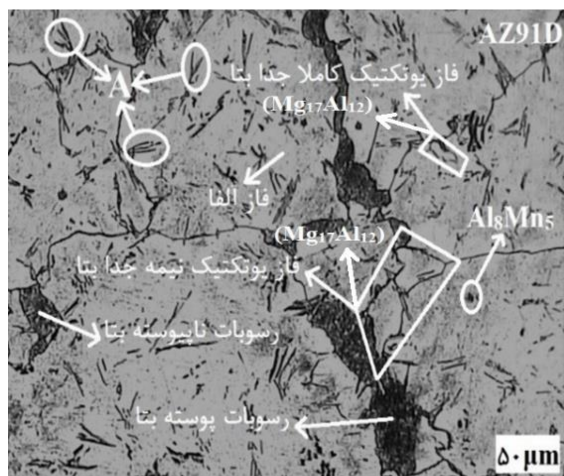
شکل ۷ تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار آلیاژ منیزیم AZ91 قبل از عملیات حرارتی



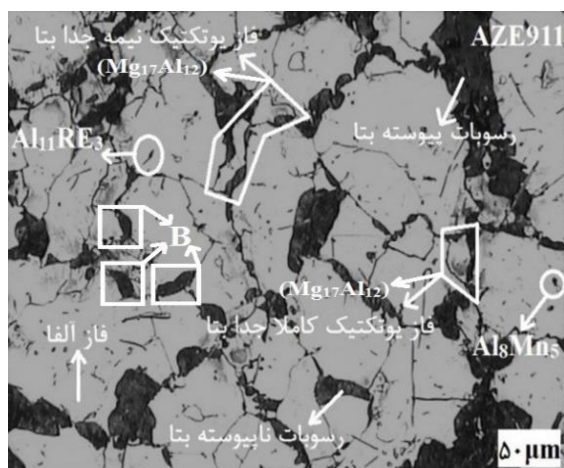
شکل ۸ تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار آلیاژ منیزیم AZ91+1%RE قبل از عملیات حرارتی

در نمونه‌های عملیات حرارتی‌نشده مطابق با شکل‌های (۷) و (۸) مرز دانه‌ها به‌خوبی مشخص نیست و تجمع و درشت شدن رسوبات، اثر مخربی بر سختی و استحکام آلیاژ خواهد داشت؛ اما مطابق با شکل‌های (۹) و (۱۰) بررسی و مقایسهٔ تصاویر میکروسکوپی نوری نشان‌دهندهٔ این است که مرز دانه‌ها در نمونهٔ عملیات حرارتی‌شده واضح‌تر و برجسته‌تر هستند. این نتایج در تحقیقات پیشین [29,30] نیز ارائه شده‌اند. پخش شدن رسوبات مرز دانه‌ها از اطراف مرز دانه‌ها به فاز زمینه و وجود رسوبات بیشتر در فاز زمینه در نمونهٔ عملیات حرارتی‌شده، نشان‌دهندهٔ اعمال عملیات حرارتی مناسب روی آن است. بنابراین قطعهٔ عملیات حرارتی‌شده باید سختی بیشتری داشته باشد. هنگ (Hong) [31]، بابی (Boby) [32] و همکارانشان گزارش کردند که میکروساختار رسوبات (مورفولوژی (Morphology)، کسر حجمی و توزیع رسوبات) عامل تعیین‌کنندهٔ خواص مکانیکی است. بدین منظور می‌توان از عملیات حرارتی رسوب سختی مجدد استفاده کرد. تجمع رسوبات در مرز دانه در استحکام قطعه خیلی مؤثر است که موجب می‌شود فاز زمینهٔ آلیاژ از رسوبات فقیر شود و میزان آن در فاز زمینه کاهش یابد. تجمع رسوبات در مرز دانه انعطاف‌پذیری را افزایش می‌دهد. این پدیده بر اثر پیرسختی بیش از حد در نمونه ایجاد می‌گردد و با عملیات حرارتی مناسب برطرف می‌شود. همان‌گونه که قبلاً گفته شد، افزایش دمای پیرسختی، باعث تجمع رسوبات در مرز دانه‌ها می‌شود [۲۵]. در دمای $^{\circ}C$ ۲۱۵، رسوبات باریک- بلند و پهن- بلند، با عنوان رسوبات پیوسته و رسوبات باریک- کوتاه و پهن- کوتاه، با عنوان رسوبات ناپیوسته، هر دو با علامت پیکان سفیدرنگ، در اطراف مرز دانه‌ها یا دانه‌ها، در شکل‌های (۹) و (۱۰) مشخص شده‌اند و قابل مشاهده هستند.

هم‌چنین باید در نظر داشت که عملیات حرارتی رسوب سختی مجدد یک راه حل اصلی برای افزایش عمر خستگی نیست. متغیرهای کلیدی تعیین‌کنندهٔ سختی و عمر خستگی نمونه، اندازهٔ بزرگ‌ترین آخال یا ترک و هم‌چنین میزان پخش شدن این عیوب در نمونه است.



شکل ۹ تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار آلیاژ منیزیم AZ91 بعد از عملیات حرارتی



شکل ۱۰ تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار آلیاژ منیزیم AZ91+1%RE بعد از عملیات حرارتی

با گذشت زمان پیر سختی طول رسوبات افزایش پیدا می‌کند، بنابراین سازوکار رسوبات در طول فرایند پیرسختی مهم‌ترین نقش را در بهبود سختی و استحکام داشته است. کاهش مقدار انعطاف پذیری با افزایش استحکام رابطهٔ مستقیمی دارد، بدین صورت که تشکیل رسوبات پیوسته یا ناپیوسته کاملاً جدا در مرز دانه‌ها و هم‌چنین رسوبات

تیغه‌ای‌شکل برروی فاز زمینهٔ آلفا، عامل اصلی کاهش سختی و استحکام و افزایش انعطاف‌پذیری بوده‌است [31].

فرایند پیرسختی باعث تبدیل بخشی از رسوبات پیوسته و ناپیوسته به رسوبات تیغه‌ای‌شکل می‌شود که بیش‌ترین میزان از این رسوبات جدید در دو حالت موازی و غیرموازی با فاز زمینهٔ آلفا شده، ظاهر می شود و هم‌چنین میزان خیلی کمی از آن‌ها با آرایش‌های مایل و عمود برروی صفحهٔ فاز زمینهٔ آلفا ظاهر شده‌اند که دلیل آن افزایش زمان پیرسختی بوده‌است. قرارگیری رسوبات برروی صفحهٔ اصلی (مثل رسوباتی که موازی قرار می‌گیرند) برای حرکت نابه‌جایی‌ها مانع زیادی ایجاد نمی‌کند، ولی اگر رسوبات چندین صفحهٔ لغزش را قطع کنند (مثل رسوباتی که مایل یا عمودی قرار می‌گیرند) موانع بیش‌تری در راه لغزش نابه‌جایی‌ها ایجاد می‌کنند [32,33]. نوع آرایش و جهت قرارگیری این رسوبات تیغه‌ای شکل جدید که با علامت A در شکل (۹) برروی فاز زمینهٔ آلفا مشخص شده‌اند، درواقع یکی از مهم‌ترین دلایل افزایش سختی و استحکام است. قابل ذکر است که فرایند محلول سازی باعث ایجاد و رشد ترک به‌صورت بین دانه‌ای و فرایند پیرسختی باعث ایجاد و رشد ترک به‌صورت مرز دانه‌ای شده‌است. علت این امر به ضعیف بودن فصل مشترک و انرژی بالای فصل مشترک فاز زمینهٔ آلفا و فاز بتا برمی‌گردد [۲۵] و [34,35].

عملیات حرارتی با کاهش اندازهٔ دانه، کاهش میزان رسوبات پیوسته و ناپیوسته در فاز زمینهٔ آلفا و افزایش استحکام هر کدام از فازها، باعث کاهش تأثیرگذاری منفی صفحات لغزشی و درنتیجه باعث افزایش عمر خستگی شده‌است. هم‌چنین سختی چرخه‌ای توسط لغزش نابه‌جایی-ها که عمدتاً تحت تأثیر مرز دانه‌ها و رسوبات ناپیوستهٔ بزرگ هستند، قابل کنترل‌اند. افزایش اندازهٔ دانه به‌طور مستقیم باعث کاهش عمر خستگی می‌شود، درحالی‌که عملیات حرارتی باعث کاهش اندازهٔ دانه و درنتیجه باعث افزایش عمرخستگی شده‌است [26,36,37]. به‌طور مشابه، این تغییرات در ریزساختار آلیاژ منیزیم AZ91+1%RE، تحت تأثیر پیرسختی در دمای $^{\circ}C$ ۲۱۵ و زمان ۵ ساعت، در شکل (۱۰) مشاهده

می‌شود. به‌طور کلی افزایش یا کاهش میزان رسوبات اطراف فاز $Mg_{17}Al_{12}$ باعث تغییر خواص مکانیکی از جمله استحکام و مقدار سختی شده‌است که این امر کاملاً مشابه با نتایج ارائه‌شده در تحقیقات قبلی [۱۸] و [28,29] بوده‌است.

تحلیل طیف‌سنجی پراش انرژی پرتو ایکس (Energy Dispersive spectrometry) [۲۰] و [38]، از حالت های موجود، صحت تشخیص حالت‌های آلفا و بتا را قبل از عملیات حرارتی نشان می‌دهد. هم‌چنین بر اساس این نتایج، فاز $Al_{11}RE_3$ به‌صورت تیغه‌ای یا سوزنی شکل، فاز Al_8Mn_5 به‌صورت کروی شکل، فاز بتا هم به چهار صورت فاز یوتکتیک (Eutectic) جدا، فاز یوتکتیک نیمه‌جدا، رسوبات پیوسته و رسوبات ناپیوسته بوده‌اند.

از طرفی بر اساس گزارش‌های محققان، میزان درصد فازهای مذکور موجود در ریزساختار آلیاژ منیزیم AZ91 با آلیاژ منیزیم AZ91+1%RE متفاوت است. به‌طور مشخص میزان درصد فازهای آلفا، $Mg_{17}Al_{12}$، Al_8Mn_5 و $Al_{11}RE_3$ در ریزساختار آلیاژ منیزیم AZ91 به‌ترتیب برابر ۸۳/۹، ۱۵/۸، ۰/۳ و صفر درصد بوده‌اند، درحالی‌که میزان همین فازها در ریزساختار آلیاژ منیزیم AZ91+1%RE به‌ترتیب برابر ۸۲/۷، ۱۱/۳، ۰/۳ و ۵/۷ درصد بوده‌اند [12,30].

در ریزساختار آلیاژ AZ91 عملیات حرارتی تأثیرات زیادی بر میزان درصد فازهای موجود در ریزساختار، از جمله فاز $Mg_{17}Al_{12}$ داشته‌است، به‌طوری‌که بخش قابل توجهی از رسوبات پیوسته یا ناپیوسته در اطراف این فاز، تحت تأثیر عملیات حرارتی به رسوبات تیغه‌ای‌شکل با جهت های موازی، غیرموازی، عمودی و مایل با فاز زمینهٔ آلفا که با علامت A در شکل (۹) مشخص شده، برروی فاز زمینهٔ آلفا تبدیل شده‌اند؛ درحالی‌که در ریزساختار آلیاژ AZ91+1%RE، میزان کم‌تری از رسوبات پیوسته یا ناپیوسته در اطراف فاز $Mg_{17}Al_{12}$، تحت تأثیر عملیات حرارتی به رسوبات تیغه‌ای‌شکل و بخشی جزئی هم به رسوبات پیوسته یا ناپیوستهٔ کاملاً جدا برروی فاز زمینهٔ آلفا که با علامت B در شکل (۱۰) مشخص شده‌است، تبدیل شده و هم‌چنان

میزان قابل توجهی از رسوبات پیوسته یا ناپیوسته در اطراف این فاز، بعد از عملیات حرارتی بدون تغییر باقی مانده‌است.

تغییرات درصد فازهایی مثل Al_8Mn_5 و $Al_{11}RE_3$ بعد از عملیات حرارتی، به‌علت تعداد دانهٔ خیلی کم و اندازهٔ دانه خیلی کوچک آن‌ها، کاملاً محدود و کم بوده‌است. به همین علت است که تغییرات سختی و استحکام به‌طور عمده به فاز بتا یا $Mg_{17}Al_{12}$ برمی‌گردد. چون این فاز بین ۱۱ الی ۱٦ درصد ریزساختار هر دو آلیاژ را در چهار حالت فاز یوتکتیک جدا، فاز یوتکتیک نیمه‌جدا، رسوبات پیوسته و رسوبات ناپیوسته تشکیل می‌دهد. تعداد دانه‌های این فاز بعد از عملیات حرارتی افزایش و اندازهٔ دانه‌های آن کاهش یافته که علت اصلی افزایش سختی و استحکام بوده‌است. همان‌طور که گفته شد آلیاژ AZ91، با پیرسختی در دمای ۲۱۵ درجهٔ سانتی‌گراد و زمان ۳ ساعت و آلیاژ AZE911، با پیرسختی در ۲۱۵ درجهٔ سانتی‌گراد و زمان ۵ ساعت، بیش‌ترین سختی را داشته‌اند. بنابراین تأثیر هر کدام از این پیرسختی‌ها بر سختی هر آلیاژ، متفاوت بوده‌است. از یک طرف، تغییرات رسوبات پیوسته و ناپیوسته فاز بتا ($Mg_{17}Al_{12}$) در هر کدام از آلیاژها متفاوت بوده‌است، به این صورت که کاهش رسوبات در آلیاژ AZ91 زیاد، ولی در آلیاژ AZE911 کم‌تر بوده‌است. از طرفی دیگر، میزان حضور رسوبات پیوستهٔ باقی‌مانده بعد از پیرسختی در اطراف دانه‌ها، در آلیاژ AZ91 تحت تأثیر پیرسختی در دمای ۲۱۵ درجهٔ سانتی‌گراد و زمان ۳ ساعت، نسبت‌به آلیاژ AZE911 تحت تأثیر پیرسختی در ۲۱۵ درجهٔ سانتی‌گراد و زمان ۵ ساعت، کم‌تر بوده‌است. علاوه‌بر تغییرات رسوبات پیوسته و ناپیوستهٔ فاز بتا ($Mg_{17}Al_{12}$)، حضور فاز $Al_{11}RE_3$ در آلیاژ AZE911، تأثیر بیش‌تری بر سختی، از جمله پیک سختی داشته‌است. هم‌چنین پیرسختی‌در دمای ۱۸۵ درجهٔ سانتی‌گراد و زمان ۱ ساعت، سختی هر دو آلیاژ را به‌میزان متفاوتی کاهش داده‌است. هدف اصلی از انجام عملیات حرارتی، معمولاً افزایش سختی است، اما کاهش سختی تحت تأثیر عملیات حرارتی، به‌علت کاهش بیش از حد رسوبات اولیهٔ موجود در اطراف دانه‌ها یا مرز دانه‌ها و کاهش میزان مرز دانه‌ها که ناشی از افزایش اندازهٔ دانه‌ها بوده‌است، اتفاق می‌افتد. کاهش سختی با افزایش زمان پیرسختی بعد از زمان پیک سختی، معمولاً به‌علت افزایش اندازهٔ دانه‌ها و از بین رفتن رسوبات اطراف دانه‌ها و روی فاز زمینهٔ آلفا اتفاق می‌افتد [12]. آلیاژهای AZ91 و AZE911، به‌ترتیب در زمان‌های ۳ و ۵ ساعت، به پیک سختی خود یعنی به‌ترتیب ۱۰۸ و ۱۱۵ ویکرز رسیده‌اند. هر دو آلیاژ در مقایسه با سایر منابع، در همان دمای پیرسختی (۲۱۵ درجهٔ سانتی‌گراد)، ولی در زمان‌های خیلی کم‌تر به پیک سختی خود رسیده‌اند، که نوآوری این پژوهش محسوب می‌شود و دو دلیل اصلی داشته‌است. اولین دلیل، تفاوت در دما و زمان فرایند محلول‌سازی بوده‌است؛ مثلاً آلیاژ AZ91 در دمای پیرسختی ۲۰۰ درجهٔ سانتی‌گراد و در زمان‌های ۳ ساعت [7]، ۱۰ ساعت [39] و ١٤ ساعت [40] به پیک سختی خود، یعنی ۷۱، ۷٤،۵ و ۸۲،۵ ویکرز رسیده‌اند؛ درحالی‌که شرایط فرایند محلول‌سازی آن‌ها به‌ترتیب، در دمای ٤۲۰ درجهٔ سانتی‌گراد به‌مدت ۲ ساعت [7]، در دمای ٤۳۰ درجهٔ سانتی‌گراد به‌مدت ۱۲ ساعت [39] و در دمای ٤۱۳ درجهٔ سانتی‌گراد به‌مدت ۱۹ ساعت [40] بوده‌است. همان‌طور که مشخص شد، تفاوت قابل توجهی در شرایط فرایند محلول‌سازی، مخصوصاً در زمان آن‌ها مشاهده می‌شود. قابل ذکر است که شرایط فرایند محلول‌سازی در این تحقیق، در دمای ٤۱۵ درجهٔ سانتی‌گراد و زمان ۵ ساعت، بوده‌است. دومین دلیل، تفاوت در نوع خنک‌کاری بوده‌است. نوع خنک‌کاری، تأثیرات خیلی مهمی بر میزان رسوبات، ابعاد رسوبات و شکل رسوبات، داشته‌است. مثلاً خنک‌کاری می‌تواند در هوا [9,۱۹]، آب سرد (با دمای ۲۵ درجهٔ سانتی‌گراد) [23,24]، آب داغ (با دمای ۸۰ درجهٔ سانتی‌گراد) [14,١٦,30] و روغن [2] باشد. نوع خنک-کاری در این تحقیق، خنک‌کاری در هوای محیط بوده‌است.

شایان ذکر است که فاز بتا ($Mg_{17}Al_{12}$) به‌صورت جزایری شکل در تمامی ریز ساختارها مشخص شدا ست. منظور از فاز $Mg_{17}Al_{12}$، همان فاز یوتکتیک بتا به‌صورت کاملاً جدا و نیمه‌جدا می‌باشد. رسوبات اطراف این فاز به‌شکل پیوسته و ناپیوسته هستند. این فاز براساس گزارش‌های قبلی [22,23,34]، بیش‌ترین میکرو سختی را در

میان سایر فازها داشته‌است که دلیل اصلی آن حضور رسوبات پیوسته در اطراف این فاز می باشد. فرایند عملیات حرارتی یا پیرسختی چند تأثیر مهم بر فاز یوتکتیک بتا و رسوبات آن داشته‌است:

١. فرایند پیرسختی باعث تبدیل شدن فاز یوتکتیک بتای نیمه‌جدا به‌صورت کاملاً جدا شده‌است.
٢. ابعاد و شکل کلی رسوبات قبل از فرایند پیرسختی، به‌صورت پهن و چسبیده به‌هم و متقاطع با مرز دانه‌ها بوده‌اند، درحالی‌که بعد از فرایند پیرسختی، این رسوبات، باریک و نیمه‌چسبیده به‌هم و در امتداد مرز دانه ها بوده‌اند.
٣. هر چه قدر میزان تبدیل رسوبات فاز بتا ($Mg_{17}Al_{12}$) ناپیوسته تحت تأثیر فرایند پیرسختی برروی مرز دانه‌ها به رسوبات تیغه‌ای‌شکل بیش‌تر باشد، به‌همان اندازه سختی هم بیش‌تر می‌شود.
٤. تنها فازی که تا حد زیادی تحت تأثیر نوع و نرخ خنک‌کاری بوده‌است، فاز بتا ($Mg_{17}Al_{12}$) است؛ طوری‌که افزایش نرخ خنک‌کاری باعث کاهش میزان این فاز در ریزساختار می‌شود.

به‌منظور افزایش دقت و کیفیت در بررسی‌های صورت گرفته در این پژوهش، پیشنهاد می‌گردد که در ادامهٔ فعالیت‌ها، بااستفاده از نقشهٔ EDX و با میکروسکوپ الکترونی روبشی، تمامی فاز های هر دو آلیاژ منیزیم، به‌صورت دقیق‌تری مشخص گردند. ضمناً نتایج و داده‌های اجرای آزمون‌های خستگی، باتوجه به ارتباط مستقیم سختی ماده با خواص خستگی پرچرخهٔ آن، برای هر دو آلیاژها بهینه‌شده با عملیات حرارتی، در تحقیقات بعدی منتشر خواهند شد.

آلیاژ های آلومینیوم A380 و A356 به‌دلیل نسبت استحکام به‌وزن مخصوص قوی، شکل‌پذیری مناسب، چقرمگی و مقاومت به خستگی خوب، در بخش های مختلف خودرو کاربرد دارد. از جمله کاربردهای این آلیاژ می‌توان به سرسیلندر موتور خودروی ملی (EF7) اشاره کرد [١٨]. گسترش این آلیاژها در صنایع، نیازمند بهبود کیفیت صنعت ریخته‌گری و عملیات حرارتی بعد از آن است. در فرایند پیرسختی، مرحلهٔ رسوبی که عامل اصلی افزایش استحکام و سختی است، معمولاً به‌شکل تعادلی خود، پدید نمی‌آید و بیشتر باتوجه به شرایط دمایی و زمان پیر سختی، پس از گذشت چند مرحلهٔ میانی، ساختار پایدار نهایی پدیدار می‌شود [١٨]. قابل ذکر است که آلیاژ منیزیم AZ91، از نظر مشخصه‌های متالورژیکی مثل نحوهٔ شکل‌گیری و حضور رسوبات پیوسته یا ناپیوسته و اندازهٔ دانه‌ها در ریزساختار، خواص مکانیکی مثل سختی، تنش نهایی و تسلیم و خواص خستگی مثل حد استحکام، جایگزینی مناسب برای آلیاژهای آلومینیوم A380 و A356-T7، برای ساخت سر سیلندر موتور خودرو، بعد از عملیات حرارتی، بوده‌است؛ زیرا که این خواص متالورژیکی و مکانیکی، تقریباً در یک سطح از خواص مشابه و نزدیک به هم قرار دارند. در تحقیقات و منابع مختلف، دماها و زمان های پیرسختی انتخاب‌شده برای آلیاژ آلومینیوم سرسیلندر A380 ١٨٠، ٢٠٠، ٢٢٠ و ٢٤٠ درجهٔ سانتی‌گراد و به‌مدت ١، ٣، ٥ و ٧ ساعت [١٨] و هم‌چنین برای دیگر آلیاژهای آلومینیوم سر سیلندر مثل A356، دماها ١٧٥، ١٨٠، ٢٠٠ و ٢٥٠ درجهٔ سانتی‌گراد و زمان‌ها ٢، ٣، ٤,٥ و ٦ ساعت [١٩] گزارش شده‌است و در این تحقیق، دماها و زمان‌های پیرسختی برای آلیاژ منیزیم سرسیلندر AZ91 ١٧٠، ١٨٥، ٢٠٠، ٢١٥ و ٢٣٠ درجهٔ سانتی‌گراد و به‌مدت ١، ٣، ٥ و ٧ ساعت بوده‌اند. بنابراین دماها و زمان‌های انتخاب‌شده برای پیرسختی هر سه آلیاژ مذکور، کاملاً نزدیک به هم و حتی یکسان بوده‌است. پیک سختی یا بیش‌ترین سختی آلیاژهای سرسیلندر A380، A356 و AZ91، به‌ترتیب ٩٥ ویکرز [١٨]، ١٦٤ ویکرز [١٩] و ١١٥ ویکرز (در این تحقیق) بوده‌است؛ حتی زمان پیرسختی به پیک سختی یا بیش‌ترین سختی رسیدن هر دو آلیاژ A380 [١٨] و AZ91 (٣ ساعت) یکسان بوده‌است. هم‌چنین مساحت و یا اندازهٔ دانه‌های فازهای آلیاژهای سرسیلندر A356 [١٨] و AZ91 (در این تحقیق) قبل از عملیات حرارتی، میانگین ٣٥٠ میکرومتر و بعد از عملیات حرارتی، میانگین ١٥٠ میکرومتر بوده‌است.

هم‌چنین با استناد به گزارش‌های سایر منابع درمورد تغییرات استحکام نهایی و تسلیم آلیاژهای A356-T6، A380-T6 و AZ91-T6 بعد از عملیات حرارتی می‌توان گفت که اگر چه در این پژوهش، به بررسی تغییرات استحکام نهایی و تسلیم آلیاژ AZ91، تحت تأثیر عملیات حرارتی پرداخته نشده‌است ولی محققان زیادی به برر سی این مو ضوع پرداخته‌اند، مثلاً جاویدان و همکاران [۲۵] گزارش کردند که ا ستحکام نهایی و تسلیم آلیاژ AZ91 بعد از عملیات حرارتی، به‌ترتیب از ۲۱۰ به ۲۸۵ مگاپاسکال و از ۱۰۰ به ۱۶۰ مگاپاسکال ر سیده‌ا ست. هم‌چنین در رابطه با تغییرات استحکام نهایی و تسلیم آلیاژهای A356-T6 و A380-T6، تحت تأثیر عملیات حرارتی، تحقیقات فراوانی انجام شده‌است؛ مثلاً خیشه و همکاران [۱۸] گزارش کردند که استحکام نهایی و تسلیم آلیاژ A380-T6 تحت تأثیر عملیات حرارتی، به‌ترتیب از ۲۴۵ به ۲۵۵ مگاپاسکال و از ۱۷۱ به ۱۷۴ مگاپاسکال رسیده‌است و هم‌چنین ویجای‌کومار (Vijay Kumar) و پراکراتهی (Prakrathi) [41] اظهار داشتند که استحکام نهایی و تسلیم آلیاژ A356-T6 تحت تأثیر عملیات حرارتی، به‌ترتیب از ۲۳۳ به ۲۳۸ مگاپاسکال و از ۱۲۰ به ۱۶۰ مگاپاسکال ر سیده‌ا ست. پس بهبود ا ستحکام نهایی و تسلیم آلیاژ AZ91-T6 به‌اندازهٔ بهبود آلیاژهای A356-T6 و A380-T6 بعد از عملیات حرارتی، بوده‌است. مهم‌ترین متغییرهای تعیین‌کننده یعنی خواص مکانیکی، از جمله سختی، ا ستحکام نهایی و ا ستحکام ت سلیم، از خواص متالورژیکی، اندازهٔ دانه و هم‌چنین از شرایط عملیات حرارتی، دما و زمان پیرسختی آلیاژ سرسیلندر منیزیم AZ91 با آلیاژهای آلومینیوم سر سیلندر A380 و A356، بعد از عملیات حرارتی، در یک محدودهٔ تقریباً یکسان و نزدیک به هم قرار گرفته‌اند. درنتیجه، جدی‌ترین و قوی‌ترین رقیب آلیاژ های آلومینیوم سر سیلندر A380 و A356، آلیاژ سر سیلندر منیزیم AZ91 بوده‌است. جایگزینی آلیاژ سرسیلندر منیزیم AZ91 با آلیاژهای آلومینیوم سرسیلندر A380 و A356، با بررسی خواص خستگی پرچرخهٔ این آلیاژها امکان‌پذیر می‌شود و از طرفی، خواص خستگی پرچرخه، کاملاً وابسته به تغییرات عدد سختی بوده‌است (مثلاً اگر سختی بعد از عملیات حرارتی، بین ۳۰ الی ۴۰ در صد افزایش بیابد، حد ا ستحکام هم تقریباً به همان میزان، بهبود خواهد یافت). درنتیجه، با بهبود میزان سختی توسط عملیات حرارتی، این هدف به‌راحتی قابل دست‌یابی است.

نتیجه‌گیری

در این مقاله، تحلیل حسا سیت اثرات دما و زمان پیر سختی در عملیات حرارتی بر ریز ساختار و سختی آلیاژهای منیزیم AZ91 و AZ91+1%RE انجام شد. براساس داده‌های تجربی به‌دست‌آمده، می‌توان به نتایج زیر اشاره نمود:

۱. پیرسختی در دمای $215\ ^{\circ}C$ و زمان ۳ ساعت، سختی آلیاژ AZ91 را حدود ۶۰ درصد و پیرسختی در دمای $215^{\circ}C$ و زمان ۵ ساعت، سختی آلیاژ AZ91+1%RE را حدود ۵۰ درصد افزایش داده‌است.
۲. فرایند پیر سختی باعث تبدیل شدن ر سوبات پیو سته و ناپیوسته به رسوبات سوزنی‌شکل برروی فاز زمینهٔ آلفا و هم‌چنین کاهش میزان رسوبات اطراف فاز بتا شده‌است.
۳. پیرسختی در دمای $180^{\circ}C$ و زمان ۱ ساعت، سختی آلیاژهای AZ91 و AZ91+1%RE را به‌ترتیب حدود ۱۶ و ۱۰ درصد کاهش داده‌است.
۴. بهینه‌ترین شرایط پیرسختی برای هر دو آلیاژ AZ91 و AZ91+1%RE، بااستفاده از نرم‌افزار مینی‌تب، در دمای $217^{\circ}C$ و زمان ۳/۶ ساعت، تخمین زده شده‌است.
۵. در تحلیل حساسیت با آنالیز رگرسیون، می‌توان نتیجه گرفت که اثر دمای پیر سختی از اثرات زمان پیر سختی و عناصر نادر خاکی، بر سختی آلیاژهای منیزیم بیش‌تر است.
۶. شرایط دما و زمان پیرسختی و میزان بهبود سختی، کاهش ا ندازهٔ دا نه، استحکام نهایی و تسلیم آلیاژ منیزیم سرسیلندر AZ91-T6 به‌اندازهٔ بهبود همین خواص در آلیاژهای آلومینیوم سرسیلندر A356-T6 و A380-T6 بعد از عملیات حرارتی بوده‌است و از نظر خواص مکانیکی، در یک محدودهٔ تقریباً یکسان و نزدیک به هم

قرار گرفته‌اند. درنتیجه، مهم‌ترین نکته در انجام این جایگزینی برای ساخت سرسیلندر از آلیاژ منیزیم AZ91 به‌جای آلیاژهای آلومینیوم A380 و A356، بهبود چشم‌گیر عدد سختی توسط عملیات حرارتی بوده‌است، که در این پژوهش، به این امر پرداخته شده‌است.

مراجع

۱. مختاری شیرازآباد، م.، بوترابی، م.، آزادی، م.، نیکروان، م.، "بررسی رفتار خستگی پربسامد هم‌بستهٔ منیزیم با هدف کاربرد آن در بستار"، *مجلهٔ تحقیقات موتور*، سال ۷، ش. ۲٤، صص.۳۶-۲۹، (۱۳۹۰).

2. Tijun, C., Guoxiang, L. and Yuan, H., "Microstructural evolution of equal channel angular pressed AZ91D magnesium alloy during semi-solid isothermal heat treatment", *International Journal of Research and Devolopment*, Vol. 5, No. 4, pp. 234-243, (2008).

3. Wang, Y., Liu, G. and Fan, Z., "A new heat treatment procedure for rheo-diecast AZ91D magnesium alloy", *Scripta Material*, Vol. 54, pp. 903-908, (2006).

4. Shanthi, M., Tun, K.S., Pandey, R.S. and Gupta, M., "Enhancing overall tensile behavior or ductility of AZ91D using Nano-Al_2O_3 and heat treatment", *Kovove Material*, Vol. 49, pp. 197-205, (2011).

5. Lei, P., Gang, C., Yu-Tao, Z., Kang, H. and Yang, S., "Influence of solution treatment on microstructure and properties of in-situ Mg_2Si/AZ91D composites", *Material and Science*, Vol. 21, pp. 2365-2376, (2011).

6. Mokhtari Shirazabad, M., Azadi, M., Farrahi, G. H., Winter, G. and Eichlseder, W., "Improvement of high temperature fatigue lifetime in AZ91 magnesium alloy by heat treatment", *Material Science and Engeering A*, Vol. 588, pp. 357-365, (2013).

7. Won, J.H., Lee, H.W., Min, S.H. and Tae, K.H., "Effect of ageing treatment on mechanical properties of non-flammable AZ91D Mg alloy", International *Journal of Material and Metallurgical Engeering*, Vol. 9, No. 8, pp. 1071-1076, (2015).

8. Wu, H.Y., Hsu, C.C., Won, J.B., Sun, P.H., Wang, J.Y., Lee, S., Chiu, C.H. and Shang, T., "Effect of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of the consolidated Mg alloy AZ91D machined chips", *Journal of Material Process Technology*, Vol. 209, pp. 4194-4200, (2009).

9. Tan, M., Liu, Z. and Quan, G., "Effects of hot extrusion and heat treatment on mechanical properties and microstructures of AZ91 magnesium alloy", *Energy Procedia*, Vol. 16, pp. 457-461, (2012).

10. Ghayad, I.M., Girgis, N.N. and Abdul-Azim, A.N., "Effect of some alloying elements and heat treatment on the corrosion behavior of AZ91 and ZM60 magnesium alloys", *International Journal of Metallurgical & Materials*, Vol. 3, No. 2, pp. 21-32, (2013).

11. Kuffova, M., "Fatigue endurance of magnesium alloy", *Materials and Science*, Vol. 65, pp. 129-160, (2011).

12. Lee, S., Li, S.H. and Kim, D.H., "Effect of Y, Sr, and Nd additions on the microstructure and microfracture mechanism of squeeze-cast AZ91-X magnesium alloys" *Metallurgical and*

Material Transactions A, Vol. 29, pp. 1998-1235, (2016).

13. Govindaraju, M., Vignesh, R.V. and Padmanaban, R., "Effect of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of the friction stir processed AZ91D magnesium alloy", *Metals Science and Heat Treatment*, Vol. 61, No. 10, pp. 311-317, (2019).
14. Thirumurugan, M. and Kumaran, S., "Extrusion and precipitation hardening behavior of AZ91 magnesium alloy", *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, Vol. 23, pp. 1595-1601, (2013).

۱۵. آذرافـزا، ر.، رضـائی، ا.، منتجبـی‌هـا، م.، "بررسـی اثـر عملیـات حرارتـی و کـار گـرم بـر خـواص مکـانیکی و ارتعاشـی آلیـاژ منیـزیم AZ91"، *مجلهٔ مواد نوین*، سال ۲، ش. ۳، صص. ۹۲-۷۹، (۱۳۹۷).

۱٦. حـق سـیرت، ح.، ملایـی، ن.، نـامی، ب.، "تـأثیر عملیـات حرارتـی پیرسـختی بـر ریزسـاختار و خـواص مکـانیکی آلیـاژ AZ91 اصـلاح‌شـده توسـط فراینـد FSP"، سـیزدهمین همـایش علمـی دانشـجویی مهندسـی مـواد و متـالورژی ایـران، سـال ۱۳، ش. ٦، صـص. ۳۲۰-۳۱۲، (۱۳۹۵).

۱۷. حسـنی، ب.، کـریم‌زاده، ف.، عنـایتی، م.، برونـی، م.، "تـأثیر فراینـد اصـطکاکی اغتشاشـی و عملیـات حرارتـی T6 بـر خـواص سایشـی منطقهٔ روکش‌کاری‌شدهٔ آلیاژ ریختگی AZ91C"، *مواد پیشرفته در مهندسی*، سال ۳۵، ش. ۱، صص. ۱۰۷-۹۹، (۱۳۹۵).

۱۸. خیشـه، س.، خلیلـی، خ.، آزادی، م.، ذاکـر هنـدوآبادی، و.، "تـأثیر عملیـات حرارتـی بـر ریزسـاختار، خـواص مکـانیکی، رفتـار شکسـت در هم‌بستهٔ آلومینیوم- سیلیسیوم- مس بستار"، *فصل‌نامهٔ علمی- پژوهشی تحقیقات موتور*، ش. ۵۰، صص. ٦۵-۵۵، (۱۳۹۷).

۱۹. شـریفی، م.، آزادی، م.، "تحلیـل حساسـیت متغیرهـای عملیـات حرارتـی بـر خـواص آلیـاژ آلـومینیم سرسـیلندر بـه‌روش رگرسیون"، *نشریهٔ مهندسی متالورژی و مواد*، سال ۳۲، ش. ۱، صص. ۷٤-۵۷، (۱۳۹۹).

۲۰. مختاری شـیرازآباد، م، "اثـر افـزودن عناصـر نـادر خـاکی بـر خـواص خسـتگی پرچرخـهٔ آلیـاژ منیـزیم AZ91"، پایـان‌نامـهٔ کارشناسـی ارشـد مواد و متالورژی، دانشکدهٔ مواد و متالورژی دانشگاه علم و صنعت ایران، (۱۳۹۱).

21. Kumari, K. and Yadav, S., "Liner regression analysis study", *Journal of Practice of Cardiovascular Science*, Vol. 4, pp. 33-39, (2020).
22. Luo, Q., Cai, Q.Z., Fan, Z.T. and Zhao, Z., "Effects of Y on microstructure and property of heat treated AZ91D magnesium alloy prepared by lost foam casting process", *International Journal of Cast Metals Research*, Vol. 25, No. 36, pp. 341-347, (2012).
23. Kim, J.K., Seung, H.O., Kang, C.K., Won, T. and Do, H.K., "Effect of ageing time and temperature on the ageing behavior in Sn containing AZ91 alloy", *Metals and Materials International*, Vol. 23, pp. 308-312, (2017).
24. Fen, G., Pengf, L., Xia, G. and Juan, X., "Study on solid solution and ageing process of AZ91D magnesium alloy with Cerium", *Journal of Rare Earths*, Vol. 28, No. 6, pp. 948-951, (2010).

۲۵. رأفتـی جاویـدان، م.، خوشـخویی، ش.، خمـامی‌زاده، ف.، حنـایی، ک.، "تـأثیر عملیـات حرارتـی بـر ریزسـاختار و خـواص مکـانیکی آلیـاژ AZ91"، *مجلهٔ شریف*، سال ۳، ش. ۳۲، صص.٤۸-٤۱، (۱۳۸٤).

26. Zhang, P., Li, Z. and Yue, H., "Strain-Controlled cyclic deformation behavior of cast NZ30K and AZ91D magnesium alloys", *Journal of Materials and Science*, Vol. 51, pp. 5469-5486, (2016).
27. Yuan, G., You, G., Bai, S. and Guo, W., "Effects of heat treatment on the thermal properties of AZ91D magnesium alloys in different casting processes", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 766, pp. 410-416, (2018).

28. Fan, J., Kou, H., Germain, L., Zhang, Y., Hua, K., Tang, L., Esling, C. and Li, J., "Formation of slip bands and microstructure evolution of Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-0.5Fe alloy during warm deformation process", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 770, pp. 183-193, (2019).
29. You, Y., Hua, W. and Zhaofeng, Z., "Effect of solid solution treatment on fatigue behavior of cast magnesium alloy", *International Journal of Mechanics and Materials in Designs*, Vol. 281, pp. 436-440, (2013).
30. Xu, D.K. and Han, E.H., "Effect of Yttrium content on the ultra-high cycle fatigue behavior of Mg-Zn-Y-Zr alloys", *Materials Science Forum*, Vol. 816, pp. 333-336, (2015).
31. Hong, Y. and Zhiwei, W., "Effect of heat treatment on wear properties of extruded AZ91 alloy treated with Yttrium", *Journal of Rare Earths*, Vol. 34 (3), pp. 308-314, (2016).
32. Boby, A., Ravikumar, K.K., Pillai, U.T.S. and Pai, B.C., "Effect of Antimony and Yttrium addition on the high temperature properties of AZ91 magnesium alloy", *Procedia Engeering*, Vol. 55, pp. 98-102, (2013).
33. Bonnah, R.C., Fu, Y. and Hao, H., "Microstructure and mechanical properties of AZ91 magnesium alloy with minor additions of Sm, Si and Ca elements", *International Journal of Research and Devolopment*, Vol. 16, No. 5, pp. 319-325, (2019).
34. Sarapure, S., Satish, B.M., Girish, B.M. and waraj, B., "Microstructure and mechanical behavior of magnesium alloy AZ91 hybrid composites", *Materials Science and Engeering C*, Vol. 310, pp. 1-10, (2018).
35. Patel, H.A., Chen, D.L., Bhole, S.D. and Sadayappan, K., "Cyclic deformation and twinning in a semi-solid processed AZ91D magnesium alloy", *Materials Science and Engeering A*, Vol. 528, pp. 208-219, (2010).
36. Cavaliere, P. and De Marco, P.P., "Fatigue behaviour of friction stir processed AZ91 magnesium alloy produced by high pressure die casting", *Materials Characterization*, Vol. 58, pp. 226-232, (2007).
37. Horstemeyer, M.F., Yang, N., Gall, K., McDowell, D.L., Fan, J. and Gullett, P.M., "High-Cycle fatigue of a die-cast AZ91E-T4 magnesium alloy", *Acta Materialia*, Vol. 52, pp. 1327-1336, (2004).
38. Li, Z.M., Wang, Q.C., Luo, A.A., Peng, L.M., Fu, P.H. and Wang, Y.X., "Improved high cycle fatigue properties of a new magnesium alloy", *Materials Science and Engeering A*, Vol. 582, pp. 170-177, (2013).
39. Ming, W., Fang, L., Haoran, G. and Yang, F., "Effects of heat treatment on microstructure and properties of AZ91D magnesium alloy", *Key Engeering Materials*, Vol. 575, pp. 410-413, (2014).
40. Kumar, N.V., Blandin, J.J. and Suery, M., "Effect of thermomechanical treatments on the microstructure of AZ91 alloy", *Grenoble Institute Polytechnich*, Vol. 34, pp. 161-167, (2014).
41. Vijay Kumar, S.L. and Prakrathi, S., "Energy conservation during heat treatment of A356 aluminum alloy", *International Journal of Applied Engeering Research*, Vol. 13, pp. 59-61, (2018).